

ŽELEZARSKI ZBORNIK

20 LET ŽELEZARSKEGA ZBORNIKA

Stran

VSEBINA

Joža Arh, J. Triplat — Železarna Jesenice B. Koroušič — Metalurški inštitut Ljubljana IZDELAVA DINAMO JEKLA PO VOD POSTOP- KU V ŽELEZARNI JESENICE	45
Franc Vodopivec, J. Žvokelj — Meta- lurški inštitut Ljubljana M. Gabrovšek — Železarna Jesenice EVOLUCIJA MIKROSTUKTURE MED VALJA- NJEM MEHKIH JEKEL	51
Franc Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj, M. Grašič — Metalurški inštitut Ljubljana O VROČI DEFORMABILNOSTI AlMnC ZLITIN	61
Nijaz Smajić — Metalurški inštitut Ljubljana VERIFIKACIJA MATEMATIČNEGA MODELA ZA RAČUNALNIŠKO VODENJE EOP-VOD TEHNOLOGIJE IZDELAVE NERJAVNIH JE- KEL	69

LETO 20 ŠT. 3 — 1986

ŽEZB BQ 20 (3) 45—72 (1986)



NOVA JEKLA ODPORNA PROTI OBRABI

Železarna Jesenice je razvila nova jekla pod skupnim imenom NICRODUR, ki so odporna proti obrabi. Predvsem so uporabna za košare pri avtomobilskih in železniških transporterjih, ki so namenjeni za transport rude, kamenja in ostalih razsutih materialov. Uporabljajo se tudi pri težjih gradbenih strojih za razne dele, ki so izpostavljeni veliki obrabi.

Jekli NICRODUR 265 in 280 sta uspešno zamenjali jeklo 2 Mn (Č.3134), ker sta primernejši za varjenje. NICRODUR lahko varimo elektroobločno z uporabo oplaščene elektrode TENACITO 80 in TENACITO 100 iz proizvodnega programa Železarne Jesenice.

Glavne prednosti jekel NICRODUR so:

- visoka obrabna trdnost
- garantirana varivost
- sposobnost za vroče in hladno preoblikovanje

Mehanske lastnosti: (informativno)

Vrsta jekla	Min. trdnost N/mm ²	Min. trdota HB	Upogib Ø trna	Raztezek %
NICRODUR 265	840—890	235—265	8 a	12
NICRODUR 280	870—940	260—280	10 a	12



ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 20

LJUBLJANA

SEPTEMBER 1986

Vsebina	Stran	Inhalt	Seite	Contents	Page	Содержание	Страница
J. Arh, B. Koroušič, J. Triplat Izdelava dinamo jekla po VOD postopku v Železarni Jesenice UDK: 669-982:669.14.018.583 ASM/SLA: D7a, D8m, TSn	45	J. Arh, B. Koroušič, J. Triplat Erzeugung von Dynamo Stahl nach dem VOD Verfahren im Hüttenwerk Jesenice UDK: 669-982:669.14.018.583 ASM/SLA: D7a, D8m, TSn	45	J. Arh, B. Koroušič, J. Triplat Manufacturing of electrical steel by the VOD-Process in Jesenice ironworks UDK: 669-982:669.14.018.583 ASM/SLA: D7a, D8m, TSn	45	J. Arh, B. Koroušič, J. Triplat Изготовление динамной стали VOD-способом в металлургическом заводе Железарна Есенице. UDK: 669-982:669.14.018.583 ASM/SLA: D7a, D8m, TSn	45
F. Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Žvokelj Evolucija mikrostrukture med valjanjem mehkih jekel UDK: 621.771.016.2:669.14.018.26 ASM/SLA: F23, N3p, M26r, C Ng	51	F. Vodpivec, M. Gabrovšek, J. Žvokelj Evolution des Mikrogefüges weicher Stähle während des Warmwalzens UDK: 621.771.016.2:669.14.018.26 ASM/SLA: F23, N3p, M26r, C Ng	51	F. Vodpivec, M. Gabrovšek, J. Žvokelj Evolution of microstructure in mild steel during rolling UDK: 621.771.016.2:669.14.018.26 ASM/SLA: F23, N3p, M26r, C Ng	51	F. Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Žvokelj Эволюция микроструктуры между прокаткой мягких сталей. UDK: 621.771.016.2:669.14.018.26 ASM/SLA: F23, N3p, M26r, C Ng	51
F. Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj, M. Grašič O vroči deformabilnosti AlMnC zlitin UDK: 669.018.58:669.715:620.173:620.18 ASM/SLA: D1b, D11n, J28g, C, 2-60, EG j 44	61	F. Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj, M. Grašič Über die Warmverformbarkeit von AlMnC Legierungen UDK: 669.018.58:669.715:620.173:620.18 ASM/SLA: D1b, D11n, J28g, C, 2-60, EG j 44	61	F. Vodpivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj, M. Grašič On hot workability of AlMnC alloys UDK: 669.108.58:669.715:620.173:620.18 ASM/SLA: D1b, D11n, J28g, C, 2-60, EG j 44	61	F. Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj, M. Grašič О горячей деформируемости AlMnC сплавов. UDK: 669.018.58:669.715:620.173:620.18 ASM/SLA: D1b, D11n, J28g, C, 2-60, EG j 44	61
N. Smajič Verifikacija matematičnega modela za računalniško vodenje EOP-VOD tehnologije izdelave nerjavnih jekel UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, 1-73, U4k	69	N. Smajič Verifikation des mathematischen Modelles für die rechnerisch gesteuerte LBO — VOD Technologie der Erzeugung nichtrostender Stähle UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, 1-73, U4k	69	N. Smajič Verification of mathematical model for computer controlled EAF-VOD stainless steel making UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, 1-73, U4k	69	N. Smajič Верификация математической модели для ведения технологии изготовления нержавеющей сталей с применением вычислительной машины способом дуговая печь — окисление в вакууме. UDK: (669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, 1-73, U4k	69



<p>1871 1872 1873 1874 1875 1876 1877 1878 1879 1880 1881 1882 1883 1884 1885 1886 1887 1888 1889 1890 1891 1892 1893 1894 1895 1896 1897 1898 1899 1900</p>	<p>1871 1872 1873 1874 1875 1876 1877 1878 1879 1880 1881 1882 1883 1884 1885 1886 1887 1888 1889 1890 1891 1892 1893 1894 1895 1896 1897 1898 1899 1900</p>	<p>1871 1872 1873 1874 1875 1876 1877 1878 1879 1880 1881 1882 1883 1884 1885 1886 1887 1888 1889 1890 1891 1892 1893 1894 1895 1896 1897 1898 1899 1900</p>	<p>1871 1872 1873 1874 1875 1876 1877 1878 1879 1880 1881 1882 1883 1884 1885 1886 1887 1888 1889 1890 1891 1892 1893 1894 1895 1896 1897 1898 1899 1900</p>
<p>1901 1902 1903 1904 1905 1906 1907 1908 1909 1910 1911 1912 1913 1914 1915 1916 1917 1918 1919 1920</p>	<p>1901 1902 1903 1904 1905 1906 1907 1908 1909 1910 1911 1912 1913 1914 1915 1916 1917 1918 1919 1920</p>	<p>1901 1902 1903 1904 1905 1906 1907 1908 1909 1910 1911 1912 1913 1914 1915 1916 1917 1918 1919 1920</p>	<p>1901 1902 1903 1904 1905 1906 1907 1908 1909 1910 1911 1912 1913 1914 1915 1916 1917 1918 1919 1920</p>

Izdelava dinamo jekla po vod postopku v železarni Jesenice*

UDK: 669—982:669.14.018.583
ASM/SLA: D7a, D8m, TSn

J. Arh, B. Koroušič, J. Triplat

Prispevek obravnava probleme, ki nastopajo pri izdelavi jekel z zelo majhno vsebnostjo ogljika in so legirana s silicijem in aluminijem. Pri konvencionalnem postopku je težava predvsem pri vodenju oksidacije na meji ravnotežja pri majhni vsebnosti ogljika ter odstranjevanje velike količine dezoksidacijskih produktov žvepla in plinov iz jekla.

Izdelava dinamo jekel v vakuumu po VOD postopku je edina varianta, ki zagotavlja majhno vsebnost ogljika, žvepla in plinov ter zadostno čistoto jekla, ki je potrebna najprej zaradi nemotenega vlivanja dobre predelovalnosti v vročem in dobrih magnetnih lastnosti v izdelanem jeklu.

UVOD

Železarna Jesenice je edini proizvajalec dinamo jekla v Jugoslaviji. V elektro jeklarni pa predstavlja zaradi velike proizvedene količine najbolj masovno vrsto jekla. Pri izdelavi teh jekel imamo na Jesenicah že dolgotletne izkušnje in tradicijo.

Težave pri izdelavi jekel z majhno vsebnostjo ogljika, kot je dinamo jeklo, so privedle do odločitve in izbire VOD naprave za izdelavo dinamo jekla, nerjavnih jekel in legiranih jekel.

Po že dveletnem obratovanju in na osnovi dobrih rezultatov lahko trdimo, da je bila izbira postopka pravilna.

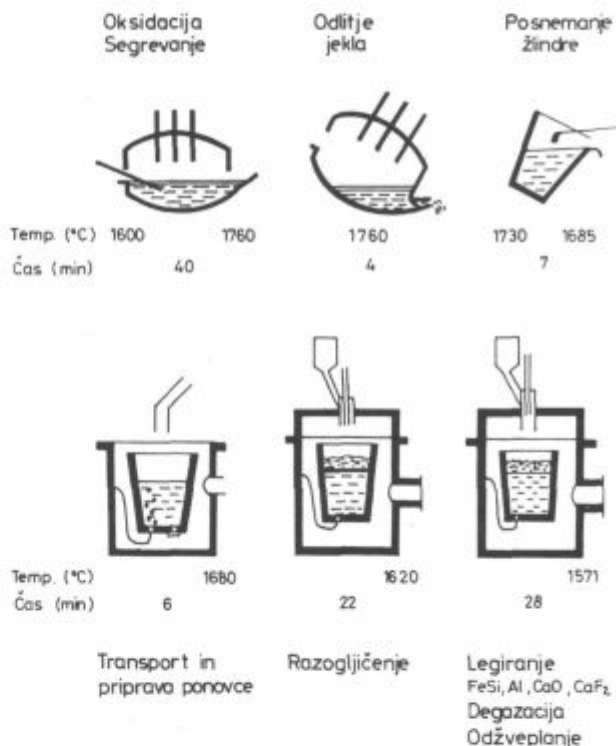
Izdelava dinamo jekel po VOD postopku je še vedno novost. V strokovni literaturi ni najti opisov in referenc, tako da je železarna Jesenice med redkimi proizvajalci v svetu.

Celotna tehnologija dupleks postopka EO peč-VOD naprava je narejena doma ob pomoči strokovnjaka Thyssen Edelstahlwerke. V glavnem je plod dela, znanja in izkušenj strokovnjakov železarne Jesenice.

OPIS IZDELAVE DINAMO JEKEL PO VOD POSTOPKU

Dinamo jeklo izdelujemo po dupleks postopku EO peč-VOD naprave. Vse naprave so grajene za 65 t teko-

čega jekla. Shematski prikaz obeh stopenj izdelave, to je v EO peči in v vakuumski komori, je podan na sliki 1.



Slika 1
Shematski prikaz stopenj izdelave dinamo jekla v EO peči in VOD napravi

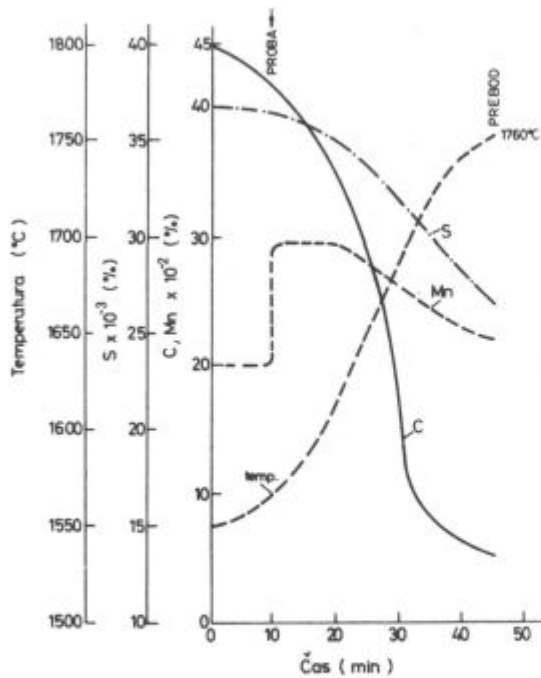
Fig. 1
Schematic presentation of stages in manufacturing electrical steel in an electric arc furnace and VOD set-up

PRVA STOPNJA — IZDELAVA JEKLA V EO PEČI

Razmere pri izdelavi jekla v EO peči so prikazane na sliki 2.

* Predavanje na 2. Evropskem kongresu o elektrojeklarstvu, Firenze, september 1986.





Slika 2
Spremembe kemijske sestave jekla v EO peči

Fig. 2
Variations of chemical composition of steel in the electric arc furnace

Izdelava jekla v peči je v bistvu zelo enostaven in kratek postopek. Vložek je tako sestavljen, da šarže raztalijo z okrog 0,30 do 0,50 % C. To je potrebno predvsem zaradi lažjega segrevanja taline na potrebno visoko temperaturo in čiščenja taline suspenzij nekovinskih vključkov. Pri sestavi vložka in izdelavi jekla je treba paziti še na vsebnost Mn, katerega koncentracija naj ne bo višja od predpisane analizne meje. Oksidacija začnemo pri visoki temperaturi, tako da je po oksidaciji že dosežena potrebna temperatura preboda, ki naj ne bo nižja od 1750. Da se izognemo preoksidaciji jekla v peči, je željeno, da zaključimo oksidacijo pri 0,03 do 0,05 % C. Oksidacija v EO peči je zmernejša in bolj enostavna, kot pri klasični izdelavi, saj ni potrebno pihati do ekstremno nizke vsebnosti C, ki je pri klasični izdelavi pri 0,02 % C.

Šarže samo še ogrejemo na potrebno temperaturo in izlijemo v dobro ogreto bazično obzidano ponovco, skupaj z žlindro.

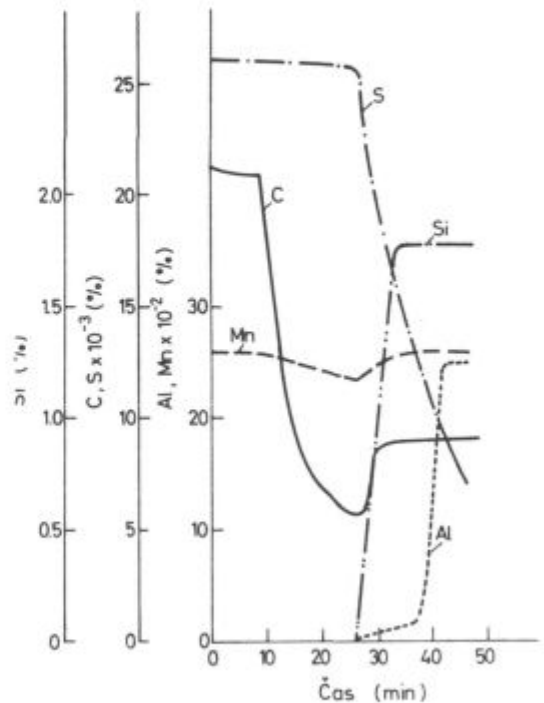
Nato posnamemo žlindro iz ponovce. Žlindro je treba dobro posneti, predvsem zaradi redukcije Mn v času legiranja, da ne zgrešimo predpisane analizne meje.

Ko smo posneli žlindro, šaržo prenesemo v vakuumsko komoro.

DRUGA STOPNJA — IZDELAVA JEKLA V VOD NAPRAVI

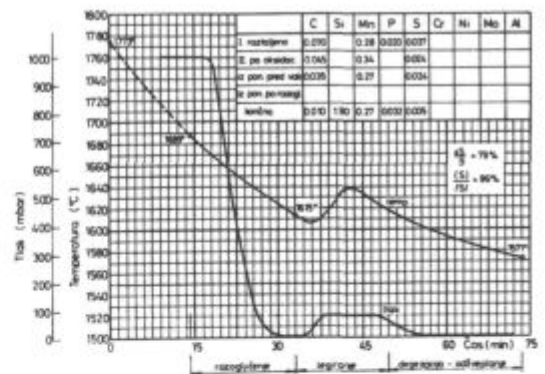
Iz ponovce vzamemo po prebodu vzorec za kemično analizo. Ko postavimo ponovco v vakuumsko komoro in priključimo cev za argon, izmerimo še temperaturo taline. Kemična analiza in temperatura sta izhodišči za nadaljni potek dela v vakuumski komori. Pri prenizki začetni temperaturi je potrebno šaržo najprej ogreti, pri

previsokem ogljiku pa pihati kisik, da pospešimo razogljčenje taline. Razmere pri izdelavi dinamo jekla v VOD komori kaže slika 3 in 4.



Slika 3
Spremembe kemijske sestave pri izdelavi dinamo jekla v VOD

Fig. 3
Variations of chemical composition in manufacturing electrical steel in the VOD equipment



Slika 4
Potek temperature in tlaka pri izdelavi dinamo jekla v VOD

Fig. 4
Temperature and pressure course in manufacturing electrical steel in the VOD equipment

Takoj po tem, ko smo izmerili temperaturo, pokrijejo komoro z vakuumskim pokrovom in obenem vključimo vakuumске črpalke.

Pri normalnih razmerah potekajo drugo za drugim razogljčenje, legiranje, degazacija in odžvepljanje.

Razogljčenje: Razogljčenje se začne takoj, ko začne padati tlak v vakuumski komori zaradi zniževanja parcialnega tlaka CO, za kar velja naslednja enačba: $(C) \times (O) = k \times p_{CO}$

Velikost razogljčenja je odvisna od vsebnosti aktivnega kisika. Kadar je ta prenizka, kar lahko ugotovljamo ali z direktnim merjenjem a_O ali pa posredno preko ogljika, takrat dodatno pihamo kisik skozi kopje direktno na talino pri znižanem tlaku, pri čemer selektivno odgoreva le ogljik.

Konec razogljčenja določimo po padcu tlaka v komori, pa tudi vizuelno z opazovanjem kuhanja skozi opazovalno okence.

Legiranje: Legiranje začnemo s preddezoksidacijo z večjo količino aluminija, ki ga damo v talino pri najnižjem tlaku skozi legirni sistem v pokrovu tako, kakor tudi ferosilicij in vse žlindrotvorne dodatke. Za legiranje uporabljamo droben FeSi 75 %, ki ga dodamo v dveh ali treh porcijah. Plini, ki se začno takoj izločati iz FeSi, povzročajo penjenje žlindre. Iz tega razloga večji ostanki žlindre ali dodajanje žlindrotvornih dodatkov pred razogljčenjem niso zaželeni. Ferosiliciju sledijo žlindrotvorni dodatki, pri čemer znaša dodatek apna od 12 do 15 kg/t.

Kvaliteta apna, ki jo določajo velikost žaro izgub in vlage ter reaktivnost, je zelo pomembna za stopnjo odžveplanja in končno kvaliteto jekla.

Takoj za žlindrotvornimi dodatki dodamo še zadnje količine aluminija za legiranje.

DEGAZACIJA IN ODŽVEPLANJE

Degazacija teče vzporedno z legiranjem, saj se sproščajo velike količine plinov, predvsem iz FeSi, pa tudi iz apna, ki ni vedno najboljše kvalitete, kar se pozna tudi na instrumentih za merjenje tlaka, ki naraste, ker črpalke pač ne morejo odsesati veliko sproščenih količin plinov naenkrat.

Odžveplanje se začne, ko je formirana tekoča žlindra s primerno kemično sestavo za dobro odžveplanje. Pri tem izkoriščamo sedanje znanje o žlindrah in skušamo sestaviti žlindro tako, da je sulfidna kapaciteta žlindre kar največja. Al_2O_3 kot važna komponenta v žlindrah nastaja sam zaradi dezoksidacije taline in redukcije žlindre.

Pomembno za stopnjo odžveplanja pa sta poleg pravilne kemične sestave žlindre zlasti še čas in moč mešanja jekla in žlindre pri najnižjem dosegljivem tlaku (pod 1 mb) in zadostni količini žlindre.

Določanje konca procesa:

Ker nimamo možnosti za merjenje temperature v času procesa, določimo konec procesa empirično na osnovi povprečnega padca temperature v času procesa. Pri tem skušamo upoštevati najnižje možne temperature za livanje, ker so nizke livne temperature pač zagoto-

vilo za nizke vsebnosti topnega kisika in s tem boljše livnost.

Proces v vakuumski komori traja skupno od 50 do 70 minut.

VREDNOTENJE REZULTATOV

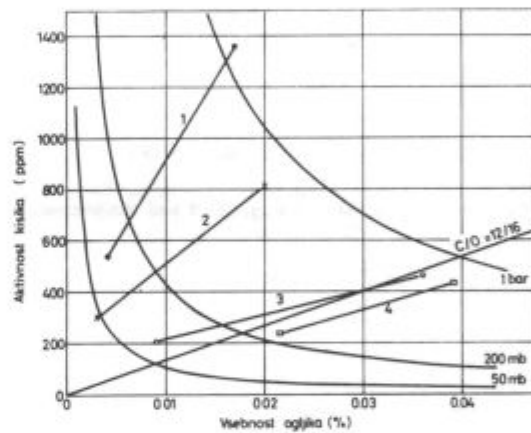
Do tehnologije, kakršno imamo danes, smo prišli skozi več razvojnih faz. Pri tem smo imeli dva glavna cilja:

1. izdelati jeklo z dobro livnostjo in dobro predelovalnostjo (plastičnostjo v vročem),

2. izdelati čim bolj čisto jeklo s čim manjšo vsebnostjo skupnega kisika in žvepla.

Oboje je med seboj tesno povezano. Velike količine Al_2O_3 , ki nastaja pri dezoksidaciji taline in redukciji žlindre, je treba z izpiranjem z argonom spraviti iz jekla v žlindro, za kar je potreben določen čas in določena energija mešanja.

Da preprečimo nastanek prekomernih količin Al_2O_3 , je treba delati tako, da je že ostanek kisika po razogljčenju čim nižji. To dosežemo, če šarže pri razogljčenju sledijo stehiometričnemu razmerju $C/O = 12/16$. Temu razmerju sledijo šarže z vsebnostjo ogljika pred razogljčenjem med 0,026 in 0,036 %, kar je razvidno tudi s slike 5.



Slika 5
Potek razogljčenja nekaterih poskusnih šarž

Fig. 5
Course of decarburisation of some test melts

Iz diagrama na sliki 5 spoznamo tudi za jeklarje pomembno ugotovitev, da je vsebnost kisika v talini po razogljčenju najnižja pri šaržah z najvišjim izhodnim

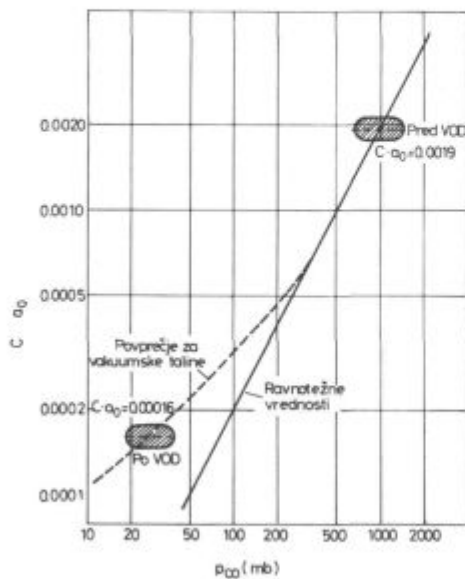
Tabela 1: Prikazujemo nekaj značilnih šarž z gibanjem ogljika in kisika v času razogljčenja v VOD

Šarža	a_O pred ppm	a_O po ppm	O_2 N m ₃	C pred %	Mn pred %	C po %	Mn po %	d C %	d O ppm
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	1360	536	0	0,017	0,21	0,004	0,09	0,013	824
2	806	302	0	0,020	0,14	0,003	0,17	0,017	504
3	462	203	20	0,036	0,28	0,009	0,21	0,027	259
4	406	190	0	0,039	0,17	0,022	0,22	0,017	216

1. aktiven kisik pred razogljčenjem
2. aktiven kisik po razogljčenju
3. količina vpihanega O_2

4. 5. C in Mn pred razogljčenjem
6. 7. C in Mn po razogljčenju
8. C odstranjen z razogljčenjem
9. znižanje kisika v času razogljčenja

Iz navedenega je očitno, da če želimo zagotoviti čim nižje vsebnosti celotnega kisika v dinamo jeklu, je prvi pogoj že optimiranje tehnološke faze izdelave jekla v EO peči. Ali povedano z drugimi besedami, z oksidacijo ogljika v peči je treba prenehati pri 0,04 do 0,06 % ogljikom, kar sledi tudi iz znane odvisnosti produkta $C \times a_{O_2}$ v odvisnosti od tlaka p_{CO} , ki jo kaže slika 6.



Slika 6
Odvisnost produkta $C \times a_{O_2}$ od tlaka

Fig. 6
Relationship between the $C \times a_{O_2}$ product and the pressure

Pri šaržah 1 in 2 je začetna vsebnost ogljika premajhna in kisika previsoka. Pri šaržah 3 in 4 pa je začetna vsebnost kisika premajhna. Pri šarži št. 3 smo v času razogljčenja dodatno pihali kisik, zato je razogljčenje dobro. Pri šarži št. 4 kisika nismo pihali, zato razogljčenje ni zadostno.

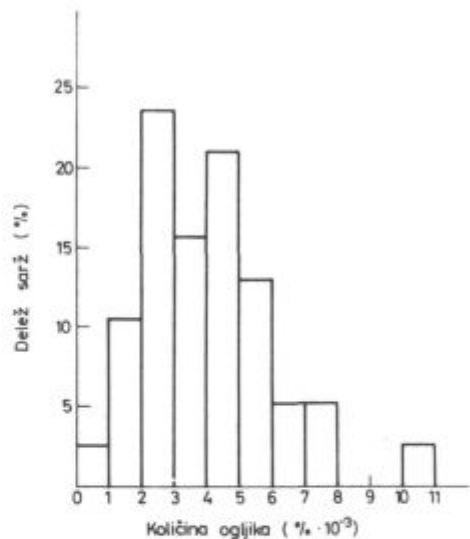
PRAKTIČNI REZULTATI DVELETNE PROIZVODNJE DINAMO JEKLA NA VOD NAPRAVI

Proizvodnja dinamo jekla v VOD napravi je enostavna in zanesljiva. Omogoča izdelavo jekla pri zelo različnih izhodnih stanjih, kot sta n. pr. visoka začetna vsebnost ogljika ali žvepla ali prenizka temperatura. V vsakem primeru je za uspeh nujen en sam pogoj, to je zanesljivo delovanje argonskega kamna. Brez mešanja z argonom ni VOD/VD postopka.

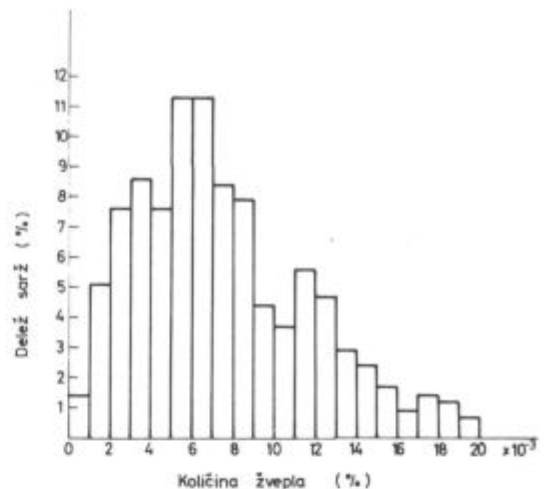
V tabeli 2 prikazujemo najbolj značilne pokazatelje VOD/VD postopka izdelave dinamo jekla.

Tabela 2: Značilni pokazatelji dveletne proizvodnje dinamo jekla po VOD postopku

	C pred VOD/VD			C po razoglj.		C končni			S končni		
	n	\bar{X}	S	n=39	n	\bar{X}	S	n	\bar{X}	S	
1984	158	0,0416	0,021	$\bar{X}=0,0044$	158	0,0104	0,0061	158	0,0086	0,0054	
1985	410	0,0278	0,0097	$S=0,002$	410	0,0128	0,0046	410	0,008	0,005	
jan. 86	30	0,024	0,0086	—	30	0,017	0,0038	30	0,0069	0,0047	
febr. 86	33	0,031	0,014	—	33	0,0098	0,0037	33	0,0089	0,0038	



Slika 7
Porazdelitev C po razogljčenju
Fig. 7
Distribution of S in final composition



Slika 8
Porazdelitev S v končni sestavi
Fig. 8
Distribution of S in final composition

Na sliki 7 vidimo porazdelitev ogljika po razogljčenju, na sliki 8 pa porazdelitev žvepla v končni sestavi.

Vzorcev za analizo po razogljčenju normalno ne jemljemo, ker ostane naprava zaprta. Za kontrolo procesa smo vzeli le 39 vzorcev, ki kažejo, da se da dosega ti zelo nizke vsebnosti ogljika. Najnižja doslej analizirana

na vsebnost C po razogljčenju znaša 0,0005 %, in sicer pri začetnih pogojih 0,025 C in 0,19 % Mn pred razogljčenjem. V končni analizi je bilo 0,0019 % C in 1,09 % Si.

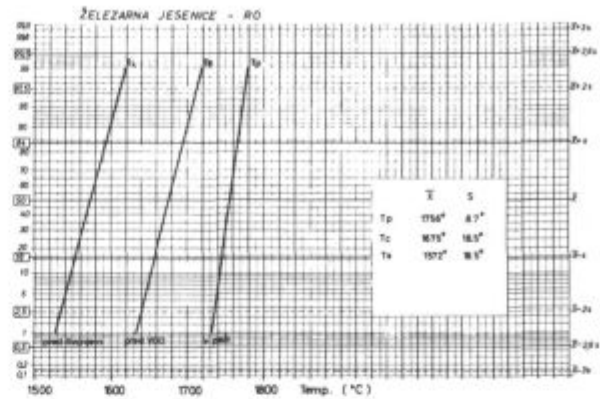
Postopno zmanjševanje standardne deviacije pri C in S v končni analizi kaže na vedno boljše delo.

Vsebnost ogljika v končni analizi je glede na nizko vsebnost C po razogljčenju razmeroma visoka, odvisna pa je predvsem od vsebnosti C v FeSi in količine dodanega FeSi.

VOD/VD postopek omogoča doseganje zelo nizke vsebnosti žvepla, kar je razvidno iz tabele 2 in s slike 8. Stopnja odžveplanja je visoka, v povprečju 74 %, z najvišjimi vrednostmi do 93 %, a v tabeli 3 prikazujemo nekaj značilnih kemičnih sestav žlindre pri duplex procesu EOP/VOD.

Na koncu prikazujemo še porazdelitev temperature pri izdelavi dinamo jekla za EO peč in VOD postopek.

Glej sliko 9.



Slika 9
Porazdelitev temperature pri izdelavi dinamo jekla za EO peč in VOD postopek

Fig. 9
Distribution of temperature in manufacturing electrical steel in the electric arc furnace and by the VOD process

Tabela 3: Nekaj kemičnih sestav žlindre, značilnih za proizvodnjo dinamo jekla po postopku EOP/VOD

Sarža		SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO	Fe ₂ O ₃	MnO	CaO	MgO	CaF ₂ S	%
2	po prebodu	13,7	3,92	22,6	7,45	6,68	28,5	9,30	18,2	0,128
	po razogljčenju	7,9	3,06	18,7	7,01	7,00	40,03	6,80	3,07	0,26
	po odžveplanju (CaO, Al ₂ O ₃ , CaF ₂)	6,0	19,0	1,14	0,20	0,12	60,4	3,5	6,7	0,478
		$\frac{S}{S} = 87\%$			$\frac{(S)}{ S } = 159$		$S_x = 0,003\%$			
5	po odžveplanju (CaO, Al ₂ O ₃ , CaF ₂)	1,60	27,11	1,70	0,26	0,33	47,5	7,36	12,65	0,463
			$\frac{S}{S} = 92\%$			$\frac{(S)}{ S } = 463$		$S_x = 0,001\%$		
6	po odžveplanju (CaO, Al ₂ O ₃ , CaF ₂ /SiO ₂)	5,98	27,1	0,57	0,48	0,02	57,3	2,80	4,71	0,480
			$\frac{S}{S} = 91\%$			$\frac{(S)}{ S } = 120$		$S_x = 0,004\%$		
7	po odžveplanju (CaO, Al ₂ O ₃ , SiO ₂)	4,28	30,7	0,86	0	0	56,45	5,96	0	1,03
			$\frac{S}{S} = 76\%$			$\frac{(S)}{ S } = 129$		$S_x = 0,008\%$		

ZAKLJUČKI

Od začetka leta 1984 izdelujemo na Jesenicah dinamo jekla po duplex postopku EO peč-VOD postopek. VOD naprava je grajena za obdelavo 65 t tekočega jekla. Poleg dinamo jekla izdelujemo v VOD napravi še nerjavna jekla in druga legirana jekla, ki jih je treba zaradi visoke vsebnosti plinov razpliniti.

V svetu dinamo jeklo le redko delajo po VOD postopku. Zato so dobljeni rezultati za jeklarje še tem bolj zanimivi.

Prednosti izdelave dinamo jekla po EOP/VOD postopku v primerjavi s klasičnim postopkom v EO peči so:

- izdelava jekla v EO peči je krajše in enostavnejše
- preoksidaciji taline v peči se lahko izognemo
- vsebnost C v izdelanem jeklu je občutno nižja
- za legiranje uporabljamo cenejše surovine
- odpade uporaba CaSi
- zanesljivost izdelave jekla je večja
- livnost jekla je odlična
- predelovalnost jekla pri valjanju je boljša

Dobri proizvodni rezultati so potrdilo, da smo se pri izbiri tipa naprave pravilno odločili.

ZUSAMMENFASSUNG

Seit Anfang des Jahres 1984 werden Dynamo Stähle in Jesenice nach dem Duplex Verfahren LBO — VOD Verfahren erzeugt. Die VOD Anlage ist für die Behandlung von 65 t flüssig Stahl ausgelegt. Ausser Dynamo Stählen werden in der VOD Anlage noch nichtrostende Stähle und andere legierte Stähle, die wegen des zu hohen Gasgehaltes zu entgasen sind erzeugt.

Wie bekannt werden Dinamo Stähle in der Welt nur selten nach dem VOD Verfahren erzeugt. Deshalb sind die erzielten Ergebnisse in Jesenice für die Stahlwerker um so mehr interessanter.

Vorteile der Erzeugung von Dynamo Stahl nach dem LBO/VOD Verfahren im Vergleich zum Konventionellen Verfahren im LB Ofen sind:

- Erzeugung von Stahl im LB Ofen ist kürzer und einfacher
- die Überoxydation der Schmelze im Ofen kann vermieden werden
- Endkohlenstoff im fertigen Stahl ist erheblich niedriger
- für das legieren werden billigere Legierungen angewendet
- entfällt Gebrauch von CaSi
- Zuverlässigkeit der Erzeugung von Stahl ist grösser
- Vergiessbarkeit von Stahl ist hervorragend
- Verformbarkeit von Stahl beim Warmwalzen von Brammen ist besser. Gute Produktionsergebnisse sind Bestätigung dafür, dass wir uns bei der Auswahl des Anlagentypes richtig entschlossen haben.

SUMMARY

Since the beginning of 1984 the electrical steel in Jesenice Ironworks is manufactured by the duplex electric arc furnace — VOD-process. The VOD set-up was built for treatment of 65 t molten steel. Beside the electrical steel also stainless and other alloyed steel are manufactured since they must be degassed due to high gas contents.

Electrical steel is in the world seldom manufactured by the VOD-process. Therefore the obtained results are still more interesting for steelmakers.

The advantages of manufacturing electrical steel by the EAF-VOD process compared with the standard process in an EAF are:

- manufacturing the steel in EAF is shorter and simpler,
 - overoxidation of melt in the furnace can be avoided,
 - carbon content in final steel is essentially lower,
 - cheaper raw materials can be used for alloying,
 - application of CaSi is deserted,
 - reliability of manufacturing is greater,
 - steel castability is excellent,
 - workability of steel in rolling is better.
- Good production results are the confirmation that the choice of the type of equipment was correct.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Начиная с 1984 года в металлургическом заводе Железарна Есенице изготавливается динамная сталь дуплекс процессом: дуговая электропечь — вакуумное устройство. Вакуумное устройство построено для обработки 65 т. расплавленной стали. Кроме динамной стали в этом устройстве изготавливаются также нержавеющие и прочие легированные стали, из которых надо вследствие высоко-го содержания газов эти газы удалить.

В общем изготовление динамной стали в вакуумном устройстве выполняется довольно редко и, поэтому, полученные результаты представляют значительный интерес для сталеваров.

Преимущество изготовления динамной стали способом дуговая печь — вакуумное устройство в сравнении с классическим способом в дуговой электропечи следующее:

- изготовление в дуговой печи короче и проще;
- предварительная окисление не необходимо;
- содержание углерода в изготовленной стали существенно ниже;
- для легирования можно употребить более дешёвые сплавы;
- отпадает употребление
- изготовление стали более надёжное;
- текучесть стали превосходная;
- переработка стали во время прокатки улучшена.

Хорошие производственные результаты доказывают, что был выбор типа устройства со стороны металлургического завода Есенице вполне правильный.

Evolucija mikrostrukture mehkih jekel med valjanjem

UDK: 621.771.016.2:669.14.018.26
ASM/SLA: F23, N3p, M26r, CNg

F. Vodopivec, M. Gabrovšek in J. Žvokelj

6 jekel z 0,04 do 0,13 % C je bilo izvaljano v temperaturnem intervalu med 1220 in 750° C. Velikost zrn se nekaj časa zmanjšuje, ko se nižja temperatura valjanja, nato pa postaja mikrostruktura vse bolj grobozrnata in heterogena zaradi nepopolne rekristalizacije avstenita ter poprave ferita med vtiki in rasti zrn ferita po končanem valjanju. Mehanske lastnosti v smeri valjanja so praktično neodvisne od temperature valjanja, pač pa je tem večja anizotropija, čim nižja je temperatura valjanja. Jeklo, v katerem med valjanjem nastaja AlN, ima za ca 0,5 razreda manjša zrna kot jeklo brez AlN pri valjanju v področju popolne rekristalizacije avstenita med vtiki.

1. UVOD IN CILJ DELA

Ugotovitve večletnih raziskav kažejo, da med valjanjem jekla z zaporednimi vtiki pri padajoči temperaturi mikrostruktura evoluirna na način, ki ga ni mogoče modelirati z ekstrapolacijo valjanja v enem vtiku, ali pa na osnovi čisto termomehanskega pristopa. V več delih smo pokazali, kako temperatura valjanja vpliva na delež avstenita, ki med vtiki ne rekristalizira; pokazali smo, da poleg niobija tudi ogljik in mangan dvigata temperaturo, pri kateri rekristalizacija avstenita med vtiki ni popolna; pokazali smo, da med valjanjem konstrukcijskih in cementacijskih jekel nastaja le malo aluminijevega nitrida (AlN), mnogo več ga nastaja med valjanjem mikrolegiranega jekla, ker niobij močno povečuje količino avstenita, ki med vtiki ne rekristalizira (1, 2, 3, 4). Ugotovitve o tvorbi AlN med valjanjem se dobro ujemajo s tem, kar je mogoče izračunati iz podatkov o dinamični rekristalizaciji avstenita (5). Ti podatki potrjujejo tudi nekatera naša starejša dognanja o tvorbi AlN med deformacijo (6, 7, 8) na osnovi metodike, ki temelji na spoznanju, da je odvisnost deformacija – deformacijski odpor drugačna, če med deformacijo poteka le dinamična poprava avstenita ali pa tudi tvorba AlN (9).

S pričujočim delom se nadaljujejo sistematične raziskave dogajanj med valjanjem jekla s poudarkom pri temperaturi, ko gibljivost atomov v kristalni mreži ne dovoljuje popolne odprave deformacijske utrditve med vtiki, in še pri nižjih temperaturah, ko med valjanjem

nastaja tudi ferit. Ta faza izloča deformacijsko utrditev z intenzivno popravo, ker med valjanjem skoraj ni mogoče doseči 60 % deformacije, ki je potrebna za statično rekristalizacijo (10). Raziskavo smo izvršili na skupini mehkih jekel z dodatki, ki so zanje značilni; ogljik, silicij, aluminij in mangan. Zanimalo nas je predvsem, kako se prisotnost prvih treh odraža na procesih med valjanjem, na mikrostrukturi in lastnostih izvaljanega jekla.

2. METODIKA DELA

Za raziskavo smo uporabili industrijska jekla s sestavo v tabeli 1 zato, ker je za poizkuse potrebno relativno mnogo materiala z enako sestavo, ki ga ni mogoče pripraviti v laboratoriju. Jekla se razlikujejo po osnovnih elementih in po nečistočah. Razlike pri teh niso tolikšne, da bi lahko zaznavno vplivale na izoblikovanje mikrostrukture med valjanjem in po njem.

Temperatura segrevanja jekla pred valjanjem je bila v vseh primerih 1220° C, kar je dovolj, da se AlN raztopi v avstenitu tudi v jeklu T z največ aluminija (11). Velikost zrn po segrevanju pred valjanjem nismo določili. To bi bil sicer koristen podatek, ker je hitrost rekristalizacije avstenita večja pri manjših zrnih (12), ni pa ta podatek bistven za cilj našega dela. Kasneje bomo videli, da razlika v začetni velikosti zrn avstenita med jekli ni bila pomembna.

Nekatere vzorce smo izvaljali z začetkom pri temperaturi 1220° C, druge pa po ohladitvi na zraku na nižjo začetno temperaturo. Temperatura na koncu valjanja je bila v intervalu med 1032 in 750° C. Začetna temperatura valjanja je bila pri zgornji meji intervala cca 160° C, pri spodnji meji pa cca 120° C višja od končne.

Jekla smo izvaljali iz gredice z debelino 55 mm v platino z debelino 11 mm v 7 vtikih s parcialno redukcijo nad 20 %. To je zadosti za hitro statično rekristalizacijo avstenita, če je temperatura zadostna (12), ni pa dovolj za rekristalizacijo ferita (10).

Po valjanju smo del valjancev gasili v vodi, del pa ohladili na zraku. Procese med valjanjem se je dalo mnogo jasneje razbrati iz mikrostrukture valjancev; ohlajenih na zraku, zato smo se pri preiskavah omejili

Tabela 1: Sestava jekel

Označba	Element v %									
	C	Mn	Si	P	S	Al	N	Cu	Cr	Ni
K	0,13	0,46	0,22	0,007	0,033	0,058	0,0057	0,18	0,06	0,13
M	0,12	0,44	0,21	0,008	0,04	0,050	0,0054	0,17	0,07	0,13
T	0,12	0,41	0,28	0,011	0,04	0,10	0,0053	0,20	0,03	0,07
L	0,07	0,39	0,24	0,018	0,03	0,049	0,0052	0,16	0,08	0,08
S	0,04	0,34	0,01	0,009	0,01	0,025	0,0049	0,07	0,03	0,03
Z	0,04	0,34	0	0,007	0,02	0,003	0,0032	0,20	0,14	0,14

nanje. Preizkušance za mikrostrukturne in mehanske preiskave smo izdelali iz srednjega dela valjancev. Mikrostrukturna preiskava je obsegala določitev velikosti feritnih zrn po metodi linearne intercepcije in splošno oceno na osnovi morfologije, torej oblike zrn, njihove velikosti in notranje strukture (podstrukture). Različno količino ogljika med jekli smo upoštevali tako, da smo pri jeklih K, M in T od merilne dolžine odšteli delež perlita. V drugih jeklih je količina perlita tako majhna, da je v intervalu odstopanja za določanje linearne velikosti zrn po metodi linearne intercepcije. Pri meritvah smo se izognili razogljičenemu sloju ob površini jekla. Izognili smo se tudi področjem večjih zrn, ki so nastala iz nerekrystaliziranega avstenita. V nepomirjenem jeklu je bila mikrostruktura nenormalna v sloju z debelino okoli 1,5 mm, ki ni bil razogljčen. Tudi tega sloja ni smo upoštevali.

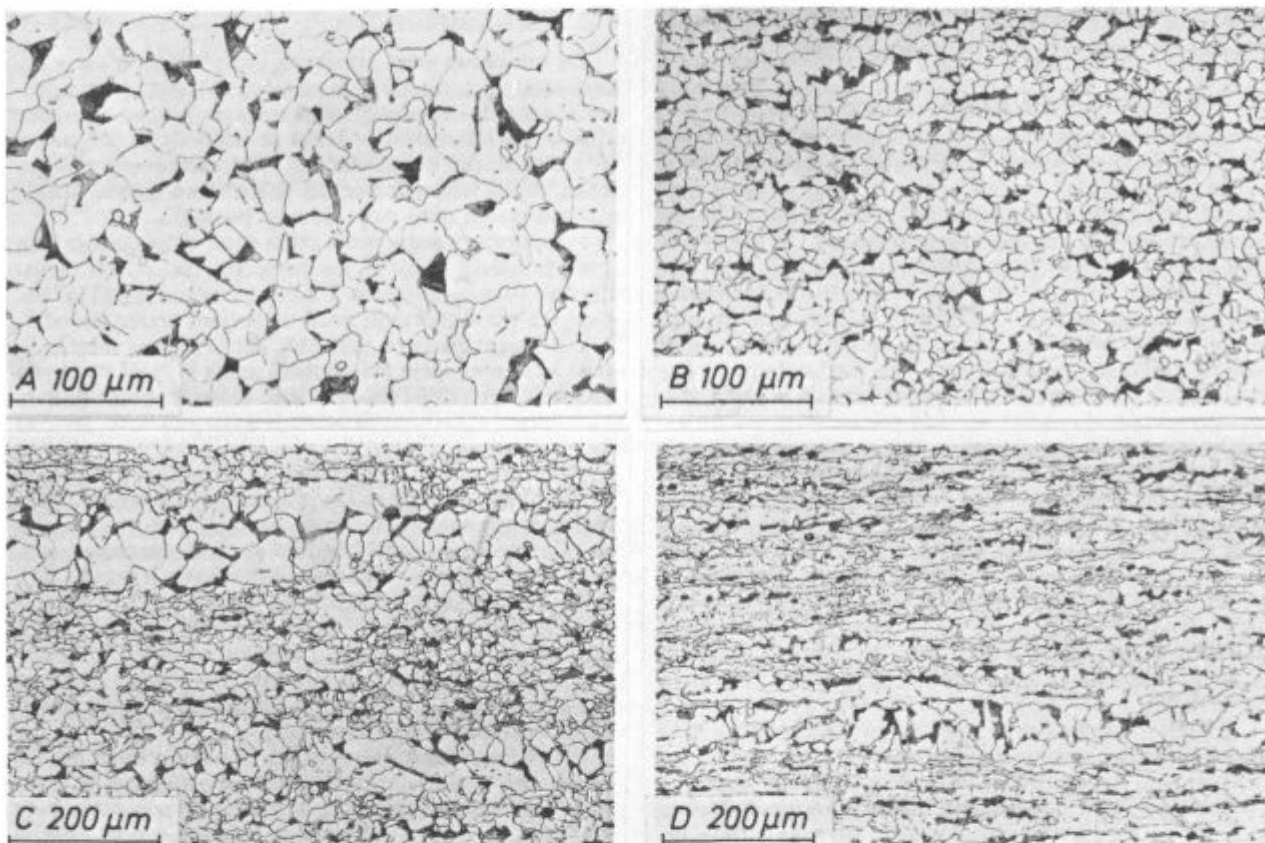
3. REZULTATI DELA

3.1. Mikrostruktura

V vseh jeklih je po valjanju pri visoki temperaturi in ohladitvi na zraku nastala mikrostruktura iz enakomer-

nih in poligonalnih zrn ferita in zrn perlita. Ta mikrostruktura je prikazana na posnetkih 1A do 3A. Ko se je temperatura valjanja zniževala do 900° C, je mikrostruktura postajala bolj drobnozrnata, spreminjala pa se je tudi njena morfologija, ker avstenit med valjanjem ni popolnoma rekrystaliziral. Pri nadaljnjem zniževanju temperature konca valjanja (TKV) je pod 870° C v nekaterih jeklih nastajal med valjanjem ferit, kar se je odrazilo tudi na mikrostrukturi.

Nepopolno rekrystalizacijo avstenita po prvem vtiku in ohranjanje nerekrystaliziranih zrn v nadaljevanju valjanja razločimo po tem, da najdemo v mikrostrukturi dve družini zrn. Matriks je iz drobnih poligonalnih zrn, v njem pa so lečaste in podolgovate kolonije večjih zrn, v njem pa so lečaste in podolgovate kolonije večjih zrn rahlo Widmanstettenske oblike, ki so nastala pri transformaciji avstenita, ki po koncu valjanja ni bil rekrystaliziran, medtem ko je matriks nastal iz rekrystaliziranega avstenita. Nakopičena deformacijska energija, ki pospešuje premeno (13), ni bila zadostna, da bi jo toliko pospešila, da bi iz nerekrystaliziranih zrn avstenita nastala enako velika zrna kot v rekrystalizirani okolici. Kolonije zrn, ki so nastala iz nerekrystaliziranega avstenita, vidimo na primer na posnetkih 1C in 1D.



Slika 1
Mikrostruktura jekla K, ki je bilo izvaljano pri naslednjih končnih temperaturah valjanja

Posnetek	TKV, ° C
A	1008
B	820
C	790
D	774

Fig. 1
Microstructure of steel K, rolled at the following final rolling temperatures:

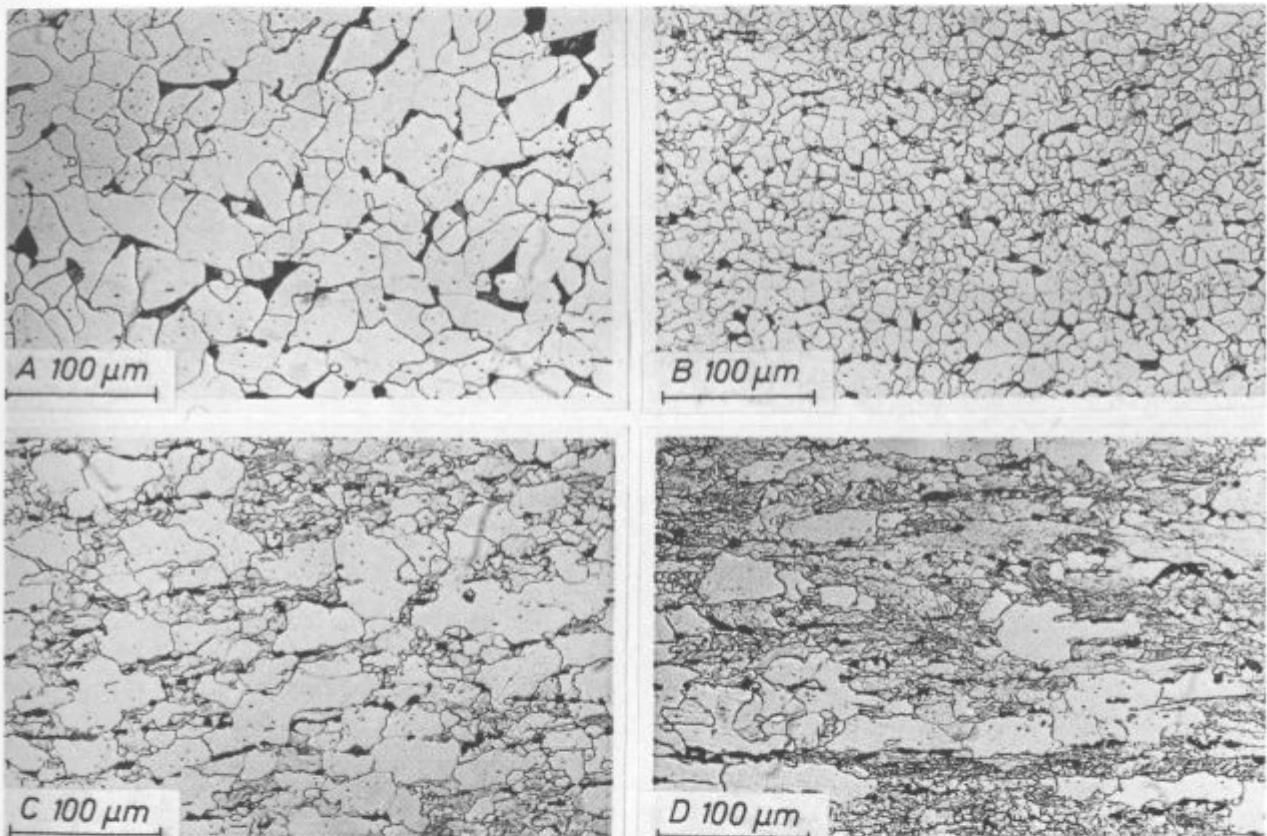
Photograph	° C
A	1008
B	820
C	790
D	774

Ferit, ki je nastal iz nerekrystaliziranega avstenita, nima podstrukture. To pomeni, da je prehod transformacijske fronte preko avstenita opravljen tudi proces rekrystalizacije. To je normalno, saj je transformacijska površina širokokotna kristalna meja, ki potopi točkaste in linijske napake, ki jih je v kristalno mrežo vnesla deformacija kovine.

Pri še nižji temperaturi valjanja najdemo v mikrostrukturi tudi feritna zrna s poudarjeno notranjo podstrukturom (sl. 2C in 2D). To je znak, da ferit, ki je nastal med deformacijo ali v presledku časa med vtikom, pri nadaljevanju valjanja ni rekrystaliziral, ampak je bolj ali manj popolno izločal deformacijsko energijo s popravo in dobil poligonizacijsko podstrukturom, pri kateri so dislokacije urejene v pregrade znotraj istega kristalnega zrna. Poligonizacijske meje so tem bolj izrazite in pogoste, čim nižja je bila temperatura valjanja jekla. Ferit, ki je nastal iz rekrystaliziranega in iz nerekrystaliziranega avstenita po koncu valjanja, nima poligonizacijske podstrukture.

Za vsa jekla z višjim ogljikom velja, da se je v njih pojavil med valjanjem nerekrystalizirani avstenit pred

temperaturo nastanka prvega ferita med valjanjem. Če nimo, da rekrystalizacija avstenita v presledkih med vtiki, ki so trajali okoli 8 sek., ni bila več popolna, ko je temperatura začetka valjanja dosegla okoli 950° C. Zadnja morfološka značilnost valjanja jekla v dvofaznem področju avstenita in ferita je rast zrn ferita z deformacijsko inducirano migracijo (DIM) feritnih mej, neke vrste rekrystalizacijo in situ, ki pa se je izvršila pod kritično stopnjo, ki je potrebna za spontano rekrystalizacijo ferita. Nova zrna ferita so brez podstrukture; nastajajo iz poligonizacijskih jeder, ki so hitreje kot okolica izločila deformacijsko energijo ali imajo stabilnejšo prostorsko orientacijo. Ta jedra zelo hitro rastejo v okolico, kjer je proces poprave omejen na poligonizacijo. Pri skupini jekel z višjim ogljikom smo tako rast opazili le pri jeklu T. Med tem jeklom in jekloma K in M ni pomembne razlike v ogljiku, siliciju in manganu; tudi ni sistematskih razlik v količini nečistoč, ki so raztopljene (P, Cr, Cu, Ni), pač pa je v tem jeklu višji aluminij. Zato prav temu elementu pripisujemo vzrok za razliko v mikrostrukturi pri enakih pogojih valjanja, v primerjavi z jekloma K in M. Predpostavljamo, da ne gre za nepo-



Slika 2

Mikrostruktura jekla L, ki je bilo izvaljano pri naslednjih končnih temperaturah valjanja

Posnetek	TKV, °C
A	980
B	847
C	820
D	800

Fig. 2

Microstructure of steel L, rolled at the following final rolling temperatures:

Photograph	°C
A	980
B	847
C	820
D	800

sreden vpliv aluminija na DIM, ampak je vpliv posreden, premeno avstenit-ferit sproži pri višji temperaturi, zato se ferit pojavi pri višji temperaturi in preje doseže deformacijo, ki sproži proces DIM-a.

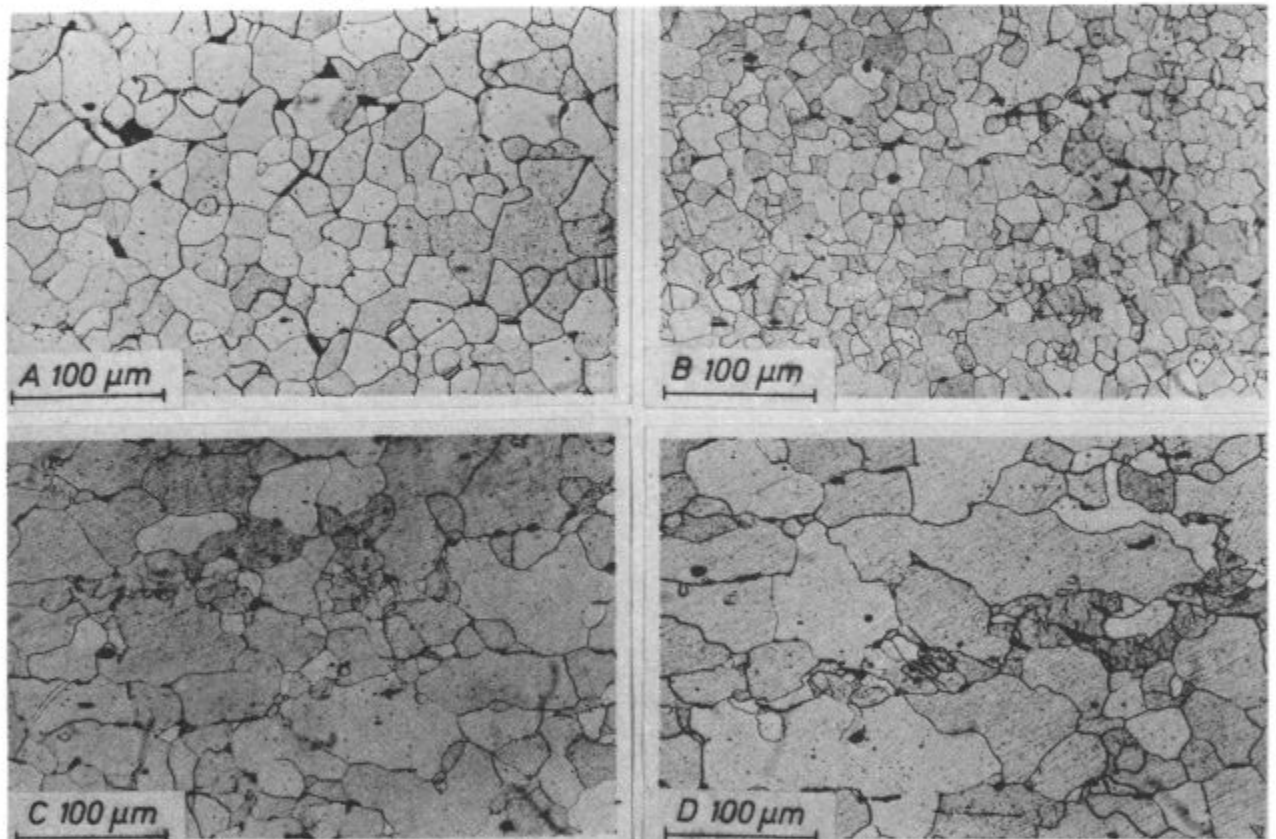
V skupini jekel z nizkim ogljikom najdemo tri različne sestave. Jeklo L se od jekla K razlikuje le po ogljiku, jeklo S ima le sled silicija in aluminija, vendar je pomirjeno (v njem ne najdemo silikatnih vključkov), jeklo Z pa je brez silicija in aluminija in je nepomirjeno.

V jeklu L najdemo iste morfološke značilnosti ferita kot v skupini jekel z višjim ogljikom. Ferit, ki je nastal iz nerekrystaliziranega avstenita, je nekoliko manj izrazit, vendar se pri pazljivem opazovanju lahko razloči (sl. 2B). Razlaga je, da je postopna transformacija erodirala nerekrystalizirana zrna avstenita in v trenutku končne premene ta zrna niso bila več tolikšna kot po prvem vtiku, zato niso premenila v zrna, ki po velikosti zelo izrazito odstopajo od okolice, kot v jeklih z višjim ogljikom. Na vzorcu, ki je bil izvaljan s KTV 847° C, najdemo ferit trojnega porekla; na vzorcu, ki je bil izvaljan nižje, pa celo ferit štirih različnih izvorov. Ferit, ki nastane z DIM-om, se loči od okolice po tem, da so zrna večja in po tem, da imajo proti številnim sosedom

konkavne meje. Količina ferita, ki je nastal z DIM-om, je največja pri neki temperaturi valjanja. Ko se ta zniža pod kritično, je DIM manj učinkovit in v mikrostrukturi najdemo več poligoniziranega ferita (sl. 2C in 2D) zato, ker je bilo jeklo po končanem valjanju manj časa na temperaturi, ki še omogoča migracijo mej feritnih zrn.

Značilnost mikrostrukture, nastale pri valjanju pri nizki temperaturi, so tudi podolgovati avstenitni otočki; na mikroposnetkih jih vidimo kot črvičasta zrna perlita v notranjosti ferita, nastalega z DIM-om (sl. 3D). Očitno je ta proces zelo energičen in včasih napredujoči ferit enostavno potopi preostali avstenit.

V jeklu Z, ki je skoraj brez silicija in aluminija, se DIM pojavlja že pri višji KTV. To je posledica manjše vsebnosti ogljika v primerjavi z jeklom L. Primerjava z jeklom L in z jeklom T kaže, da se DIM sproži, ko v kovinskem matriksu količina ferita preseže neki minimalni delež. Rasti pa ne sproži neposredno količina ferita, temveč jo verjetneje sproži neka minimalna deformacija ferita. Pri čim višji temperaturi se ferit pojavi med valjanjem, tem preje je ta kritična stopnja dosežena in tem preje se sproži DIM. V jeklu Z, ki je nepomirjeno, opazimo iste značilnosti mikrostrukture kot v jeklih L in S.



Slika 3

Mikrostruktura jekla Z, ki je bilo izvaljano pri naslednjih končnih temperaturah valjanja

Posnetek	TKV, ° C
A	946
B	867
C	850
D	817

Fig. 3

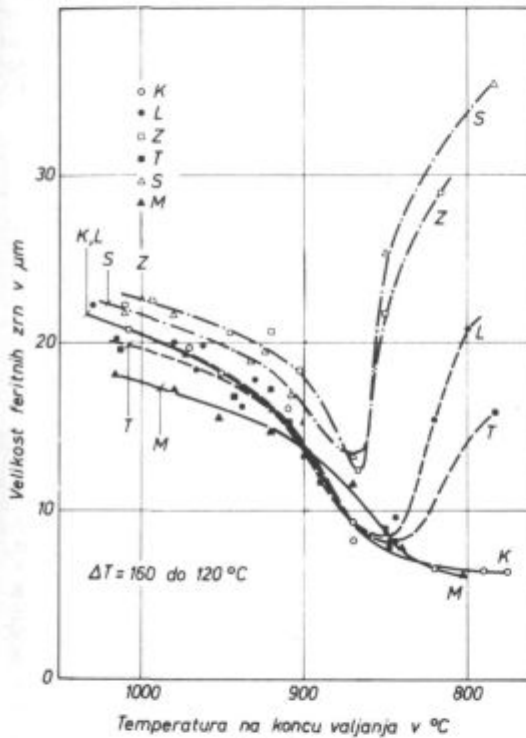
Microstructure of steel Z, rolled at the following final rolling temperatures:

Photograph	° C
A	946
B	867
C	850
D	817

3.2. Velikost zrn

Ovisnost na sliki 4 ne kaže prave slike velikosti zrn po valjanju. V področju valjanja avstenita so zrna po valjanju gotovo večja, kot izmerjena zrna ferita po premeni po valjanju. V mešanem področju je izmerjena velikost zrn ferita dveh izvorov: ena so proizvod premene avstenita pri ohlajanju, druga pa so proizvod valjanja ferita. Pri najnižjih temperaturah valjanja je izmerjena velikost zrn predvsem proizvod valjanja v feritnem področju. Ko analiziramo odvisnost na sliki 4, moramo zato upoštevati, da obravnavamo do minimuma feritna zrna, ki so proizvod valjanja in premene, pod minimumom pa so proizvod premen in valjanja. Lažje predstavo o tem, kolikšna so zrna rekristaliziranega avstenita med vtiki, bomo imeli, če bomo upoštevali, da so v jeklu za cementacijo ta zrna za cca 2 razreda večja kot zrna v jeklu, ki je bilo po valjanju ohlajeno na zraku (14).

Nad KTV približno 870° C se vsa jekla ponašajo enako, velikost zrn se zmanjšuje, ko se znižuje TKV. Pri enaki temperaturi KTV, na primer pri 1000° C, so največja zrna v nepomirjenem jeklu Z, sledi jeklo S, jekli K



Slika 4

Vpliv temperature na koncu valjanja na linearno velikost feritnih zrn. ΔT je razlika med začetno in končno temperaturo valjanja

Fig. 4

Influence of temperature at completed rolling on the linear size of ferrite grains. ΔT is temperature difference between the initial and the final rolling temperature

Tabela 2: Linearne velikosti feritnih zrn, ki so nastala iz rekristaliziranega (RA) in iz nerekrystaliziranega austenita (NA)

Jeklo	Temp. na koncu valjanja °C	Linearna velikost v Ωm		Razmerje RA/NA
		RA	NA	
K	820	7,5 ± 0,7	12,4 ± 2,8	0,62
	774	6,3 ± 0,5	11,2 ± 1,2	0,55
M	803	6,1 ± 0,6	11,7 ± 2,6	0,52
T	850	8,6 ± 1,03	13,1 ± 2,1	0,66

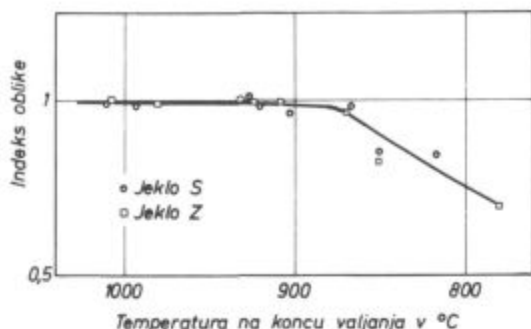
in L, jeklo T in končno jeklo M. V jeklih K in L, ki se razlikujeta le po količini ogljika, je velikost zrn enaka. To pove, da razlika v količini ogljika, 0,13 % v jeklu K in 0,06 % v jeklu L (relativna razlika je skoraj 100 %), ne vpliva na velikost rekristaliziranih zrn avstenita. Jeklo T ima podobno sestavo kot jeklo K, vendar višja Al in N. Pri visoki temperaturi valjanja je nekoliko bolj drobnozrnato, pri 900° C pa se ne razlikuje več od jekla K. Razliko pri višji temperaturi pripisujemo večji vsebnosti Al in N, torej večji količini AlN, ki je nastal med valjanjem in zavira migracijo mej zrn rekristaliziranega avstenita v presledkih med vtiki. Pod temperaturo 900° C razlika v AlN ne pride več do izraza, ker je gibljivost atomov v kristalni mreži zmanjšana in je učinkovita tudi manjša količina AlN. Učinkovitost AlN, ki nastaja med valjanjem, kot zavore rasti rekristaliziranih zrn avstenita med vtiki, potrjuje tudi zaporedje velikosti zrn v jeklih pri isti temperaturi valjanja. Zrna so največja v nepomirjenem jeklu brez AlN, sledi jeklo S sledjo Al in AlN, nato jekli K in L z normalnim aluminijem in končno jeklo T z največ Al in N. Manjših zrn v jeklu M ne znamo razložiti. Dodatna analiza je pokazala, da jeklo ne vsebuje niobija, vanadija in titana.

Najmanjša zrna dosežemo pri neki temperaturi, ko je velik delež rekristalizacije matriksa med valjanjem, ni pa med valjanjem še toliko ferita, da bi prišla do izraza DIM. Kritična temperatura je odvisna predvsem od količine ogljika v jeklu. Najvišja je v jeklih S in Z, ki imata najmanj ogljika, sledi jeklo L, nato jeklo T s povečanim Al in N in končno pri jeklih K in M minimuma ni.

Feritna zrna, ki nastanejo pri valjanju jekla v dvofaznem področju avstenit-ferit, so tem večja, pri čim višji temperaturi se je med valjanjem pojavil ferit, ker je DIM bolj učinkovita pri višji temperaturi.

V tabeli 2 smo izbrali nekaj primerov, ko je bilo mogoče na istem vzorcu izmeriti velikost zrn, ki so nastala iz rekristaliziranega in nerekrystaliziranega avstenita. Razlika v linearni velikosti med feritom obeh izvorov ustreza približno dvema velikostnima razredoma (po ASTM razvrstitvi) in je podobna, kot smo jo našli v konstrukcijskih jeklih (1). Podobno razmerje med velikostjo zrn ferita dveh izvorov v vseh jeklih je posreden dokaz za predpostavko, da se velikost zrn avstenita v začetku valjanja med jekli ni toliko razlikovala, da bi to zaznavno vplivalo na ugotovitve tega dela.

Obliko feritnih zrn smo ocenili tako, da smo v jeklih S in Z izmerili linearno velikost v smeri valjanja in prečno nanjo. Nad kritično temperaturo minimalne VZ ferita je velikost v obeh smereh približno enaka (sl. 5); ko pa se TKV zniža pod kritično, se razmerje velikosti zmanjšuje, ko temperatura dalje pada. To in oblika zrn kažeta, da je DIM hitrejša v smeri valjanja kot prečno nanjo. Vzrok za to ni popolnoma jasen. Ponekod se sicer meje rastočih zrn ferita ustavljajo ob črvičastih ostankih avstenita (sl. 2C) in ob podolgovatih nekovinskih vključkih (sl. 2D), ni pa izključeno tudi, da hitrejšo rast v smeri valjanja olajša kak teksturni dejavnik.



Slika 5
Razmerje med širino in dolžino feritnih zrn pri jeklih S in Z v odvisnosti od temperature valjanja

Fig. 5
Width/length ratio of ferrite grains in steel S and Z depending on the rolling temperature

Odstopanje od povprečne vrednosti v obliki standardne deviacije je relativno mnogo večje pri feritu, ki je nastal iz nerekrystaliziranega avsetnita. Razlog je v tem, da so ta zrna manj popolne poligonalne oblike kot tista, ki so nastala iz rekrystaliziranega avsetnita.

3.3. Mehanske lastnosti

Mehanske lastnosti so prikazane v odvisnosti od TKV na slikah 6, 7 in 8 za tri jekla, pri drugih je vpliv temperature valjanja podoben (29). Spodnji del slik predstavlja lastnosti v smeri valjanja, srednji daje razmerje med lastnostmi v prečni in v vzdolžni smeri, zgornji pa kaže anizotropijo v kontrakciji, ki je opredeljena kot razmerje kratke in dolge osi eliptičnega preloma.

V jeklu K zrasteta meja plastičnosti in trdnost, ko se zniža temperatura valjanja, vendar manj, kot bi bilo mogoče pričakovati na osnovi razlike v velikosti zrn po Hall Petchovemu zakonu, da je trdnost premo sorazmerna recipročni vrednosti korena velikosti feritnih zrn. V jeklu M ostajata meja plastičnosti in trdnost praktično neodvisni od temperature valjanja, torej tudi od velikosti zrn ferita, pri jeklu T pa se obe lastnosti malo povečata pri najnižji temperaturi valjanja. Temperatura valjanja tudi malo vpliva na raztezek in kontrakcijo. Pri jeklih K in T se obe karakteristiki plastičnosti nekoliko zmanjšujeta, ko se znižuje TKV, pri jeklu M pa sta obe plastični lastnosti neodvisni od temperature valjanja. V celoti velja, da temperatura valjanja relativno malo vpliva na lastnosti jekla v smeri valjanja.

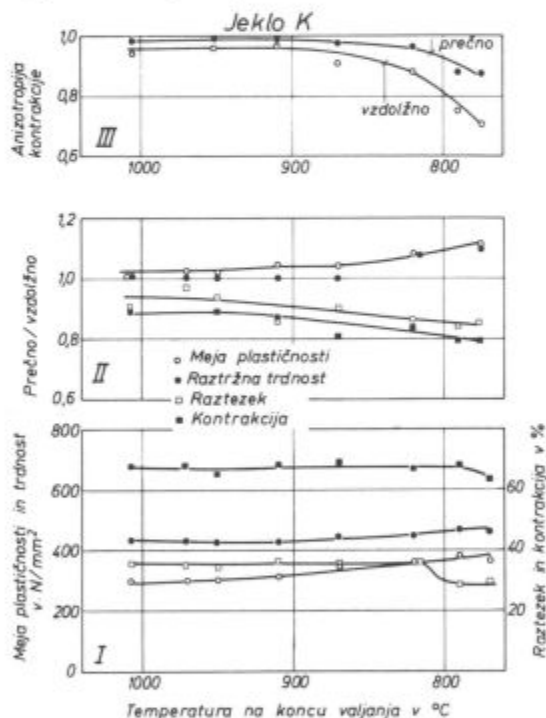
Močnejši je vpliv temperature valjanja na lastnosti v prečni smeri, zato znižanje temperature ustvarja anizotropijo. Ko se TKV znižuje pod kritično mejo, cca 870°C, torej pod mejo, ko med valjanjem nastaja ferit, se anizotropija poveča. Trdnostne lastnosti v prečni smeri rastejo hitreje kot v vzdolžni, nasprotno pa je s plastičnostjo. Tudi anizotropija kontrakcije se povečuje, ko se znižuje temperatura valjanja. To pomeni, da se različno zmanjšuje deformabilnost jekla v 3 osnovnih smereh: v ravnini valjanja ter prečno in pokončno nanjo, zato je prelom bolj in bolj sploščen. Anizotropija kontrakcije je večja na vzorcih, ki so imeli os v smeri valjanja, kot pravokotno nanjo. Lahko bi rekli, da se z zniževanjem temperature valjanja zmanjšuje plastičnost jekla v tem zaporedju: najmanj v smeri valjanja, manj prečno na smer valjanja in najmanj pokončno na ravni valjanja.

Močnejša rast trdnosti v prečni smeri valjanja je povezana z mikrostrukuro, o tem bomo razpravljali nekoliko kasneje. Del vzroka za anizotropijo kontrakcije je v sulfidnih nekovinskih vključkih (15, 16), ki so tem bolj plastični, čim nižja je temperatura valjanja (17, 18), zato njihova relativna dolžina na enoto površine preseka jekla, s tem pa tudi anizotropija raste, ko se znižuje TKV.

Jeklo L se od jekla K razlikuje po količini ogljika in ima zato pri nizki temperaturi valjanja drugačno mikrostrukuro. Pri nizki temperaturi valjanja se trdnostne lastnosti in plastičnost znižajo. Evolucija anizotropije pa je podobna kot v jeklu K. To kaže na pomembno vlogo teksture poprave in DIM-a pri anizotropiji.

Jekli S in Z dobijo zelo velika zrna pri nizki TKV, mnogo večja kot jekla K, vendar to ne da pomembne razlike v mehanskih lastnostih, ki so podobne kot v jeklu L. Kot nenavadno odstopanje velja omeniti, da je pri jeklu S trdnost v prečni smeri konstantno večja kot v smeri valjanja in neodvisna od temperature valjanja.

Razčlenimo nekoliko podrobneje anizotropijo kontrakcije. Pri visokih temperaturah valjanja anizotropije ni v nobenem jeklu (sl. 9) in prelom je praktično okrogel. Indeks anizotropije je 1 in je praktično enak pri jeklih, pri katerih je razpon v količini žvepla od 0,01 do

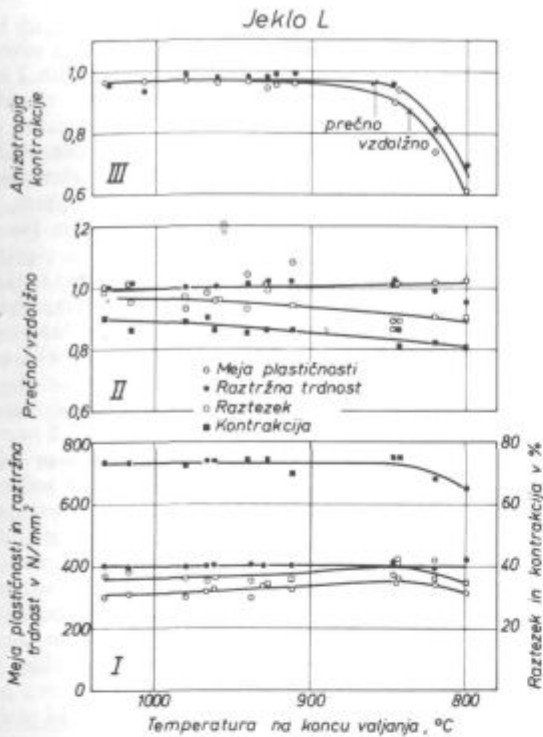


Slika 6
Vpliv temperature na koncu valjanja na mehanske lastnosti jekla K

- I. — lastnosti v smeri valjanja
II. — razmerje med lastnostmi prečno in v smeri valjanja
III. — razmerje med kratko in dolgo osjo eliptičnega preloma na vzdolžnih in na prečnih preizkušancih

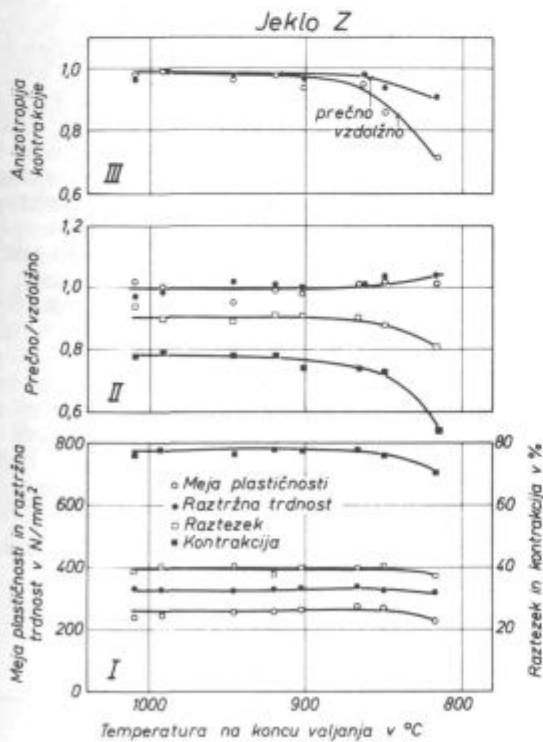
Fig. 6
Influence of temperature at the completed rolling on the mechanical properties of steel K

- I. — properties in the rolling direction
II. — ratio between properties in the transversal and longitudinal direction of rolling
III. — ratio between the short and long axis of elliptic fracture in longitudinal and transversal test pieces



Slika 7
Podobno kot na sliki 6, jeklo L

Fig. 7
As in Fig. 6, steel L



Slika 8
Podobno kot na sliki 6, jeklo Z

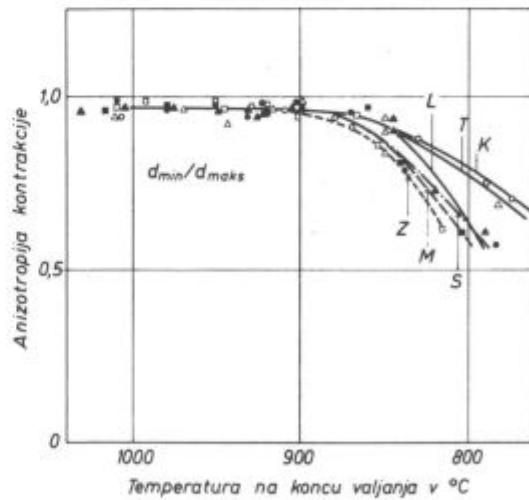
Fig. 8
As in Fig. 6, steel Z

0,04 %. To kaže, da v anizotropiji kontrakcije prevladuje delež, katerega izvor je mikrostruktura in ga lahko povzročajo trije dejavniki: lečaste kolonije večjih zrn ferita, nastalih s premeno nerekrystaliziranega avstenita, tekstura poprave in tekstura rasti ferita z DIM-om. Anizotropija kontrakcije je največja v jeklih S in Z, v katerih je ferit nastal med valjanjem pri najvišji temperaturi. Močna je tudi v jeklu M. To jeklo se od jekel K in T ne razlikuje po količini žvepla, nima izrazite teksture ferita, zato je pri njem osnovni izvor anizotropije v avstenitu, ki med valjanjem ni rekrystaliziral. Anizotropija kontrakcije je najmanjša v jeklih K in T in predpostavljamo, da je njen izvor predvsem v produktih premene nerekrystaliziranega avstenita.

4. RAZPRAVA

Mikrostruktura jekel je po valjanju homogena, ko je rekrystalizacija avstenita med vtiki popolna in se valjanje odvija v avstenitnem področju. Pod neko temperaturo, ki je odvisna od sestave jekla (3, 4), rekrystalizacija avstenita med vtiki ni več popolna. Raziskave na jeklih za cementacijo so pokazale, da je poreklo nerekrystaliziranega avstenita posledek časa med prvim in drugim vtikom, vzrok za stabilnost nerekrystaliziranega avstenita pri nadaljevanju valjanja pa intenzivna poprava, ki zniža utrditev pod kritično, preden se lahko sproži rekrystalizacija (3, 4). Ko rekrystalizacija avstenita ni več popolna, nastajajo v jeklu zrna ferita dvojne velikosti.

Iz rekrystaliziranega avstenita nastajajo drobna feritna zrna, iz nerekrystaliziranega pa za približno 2 razreda velikosti večja zrna. Količina nerekrystaliziranega avstenita je nižja pri nižji TKV, zato je tudi tedaj mikrostruktura manj homogena. Ko se temperatura valjanja dalje znižuje, nastaja med valjanjem ferit, katerega odziv na vročo deformacijo je drugačen kot odziv avstenita. Ta faza rekrystalizira pri parcialnih deformacijah 20 % na vtik (če je temperatura zadostna, da se to zgodi v presledku časa med vtikoma), ferit pa ne rekrystalizira, ker potrebuje zato trikrat večjo deformacijo. Vzrok



Slika 9
Vpliv temperature na koncu valjanja na anizotropijo kontrakcije (razmerje med kratko in dolgo osjo eliptičnega preloma) na preizkušancih z osjo v smeri valjanja

Fig. 9
Influence of temperature at the completed rolling on the anisotropy of contraction (ratio between the short and long axis of elliptic fracture) in the samples having the axis in the direction of rolling

je intenzivno izločanje deformacijske energije s popravom, ki v feritnih zrnih ustvarja poligonizacijsko podstrukturo. Pri popravi se velikost zrn ne spreminja, pač pa poprava ustvari posamična podzrna s popolnejšo strukturo ali prostorsko orientacijo, ki jim da večjo stabilnost, kot jo ima matriks v sosedstvu. Zato taka zrna hitro rastejo v okolico po mehanizmu DIM mej feritnih zrn, torej neke vrste rekristalizacijo in situ, ki poteka pri nižji deformaciji, kot je potrebna za klasično rekristalizacijo. Zrna, nastala z DIM-om, nimajo notranje podstrukture, njihova notranjost je v optičnem mikroskopu povsem enaka kot notranjost zrn, ki so nastala s premeno. Splet dogajanj med valjanjem ima za posledico, da je mikrostruktura valjanega jekla močno odvisna od njegove sestave. V mikrostrukturi lahko najdemo ferit štirih različnih izvorov:

I. — ferit, ki po valjanju nastane iz rekristaliziranega avstenita;

II. — ferit, ki po valjanju nastane iz nerokristaliziranega avstenita;

III. — ferit, ki je nastal med valjanjem, ni rekristaliziral, temveč je dobil poligonizacijsko substrukturo zaradi poprave;

IV. — ferit, ki je nastal z deformacijsko inducirano migracijo mej in je v jeklu v velikih, često podolgovatih zrnih z mnogo sosedi.

Pri nizkem ogljiku imamo minimum v odvisnosti med temperaturo valjanja in velikostjo zrn, pri višjem ogljiku pa se zrna enakomerno zmanjšujejo, ko se znižuje temperatura valjanja. Feritna zrna prvega izvora so poligonalna, feritna zrna drugega porekla so Widmanstettenske oblike, feritna zrna tretjega in četrtega izvora pa so podolgovata, pri čemer je podolgovatost poligoniziranih zrn posledica deformacije, podolgovatost zrn, ki so nastala z DIM-om, pa posledica anizotropije v rasti.

Pri razliki v temperaturi valjanja za 230° C (1000 do 770° C) se v jeklu z 0,12 C, 0,22 Si in 0,46 Mn zrna zmanjšajo za okoli 3,5 razreda velikosti. V jeklu, ki ima podobno sestavo, vendar nižji ogljik, se zrna med cca 980 in 870° C zmanjšajo za okoli 3 razrede velikosti; ko pa se temperatura valjanja zniža dalje na 800° C, zrna zrastejo na približno enako velikost, kot je bila pri TKV 980° C. To kaže, da je proces DIM-a kljub nižji temperaturi enako učinkovit, kot nastanek zrn pri višji temperaturi. Tu je proces tvorbe zrn splet velikosti rekristaliziranih zrn avstenita in rasti teh zrn v presledku časa med vtikom.

Temperatura, pri kateri postane DIM aktivna, je odvisna od temperature nastanka ferita med valjanjem. Čim višja je, tem bolj učinkovita je DIM in večja so feritna zrna v izvaljanem jeklu. Odločilna za temperaturo premene je sicer količina ogljika v jeklu; manjši, vendar zaznaven je nasproten vpliv povečanja vsebnosti aluminija.

Med valjanjem nastaja le malo AlN, ki v drobnih izločkih zavira migracijo mej zrn rekristaliziranega avstenita v presledkih časa med vtiki, ki so za približno 2 reda velikosti daljši od trajanja deformacije. Pri enakih drugih pogojih in popolni rekristalizaciji avstenita je med jeklom, kjer nastaja AlN, in jeklom, ki je brez AlN, razlika v velikosti zrn za cca 0,25 velikostnega razreda v korist jekla z AlN. AlN, ki je nastal med valjanjem, je manj učinkovit pri zaviranju rasti zrn z DIM-om. Na to sklepamo po tem, da se ta oblika rasti pojavlja v jeklu T, ki ima najvišja Al in N, in po tem, da so pri nizkih temperaturah razlike med jekli S, Z in L nesistematične.

Temperatura valjanja vpliva na mehanske lastnosti manj, kot je bilo mogoče pričakovati na osnovi velikosti zrn po Hall-Petschovi analizi. Trdnostne lastnosti ne zrastejo, kolikor bi ustrezalo zmanjšanju velikosti zrn in so skoraj enake kljub zmanjšanju zrn za okoli 3,5 razreda. Mogoč vzrok je heterogenost mikrostrukture pri nizkih temperaturah valjanja. Kaže, kot da je vpliv kolonij večjih zrn, ki so nastale iz nereokristaliziranega avstenita, pomembnejši, kot bi mogli soditi po njihovem deležu v mikrostrukturi jekla. Lastnosti pri nizki temperaturi valjanja so v jeklih z nizkim ogljikom odvisne od vplivov poligoniziranega ferita in ferita, ki je nastal z DIM-om. Predpostavljamo, da je vpliv obeh vrst ferita nasproten. Poligonizirani ferit (tabela 3) je nekoliko trši, ker je v njem kljub poligonizaciji večja gostota napak, ki jih je v mrežo vnesla deformacija. Ferit, ki je nastal z DIM-om, je mehkejši in v večjih zrnih, zato trdnost znižuje. Vpliv na plastičnost je nasproten. Zato so lastnosti odvisne od deleža, ki ga imata ena in druga oblika ferita v mikrostrukturi jekla.

V vseh jeklih se povečuje anizotropija, ko se znižuje temperatura valjanja. Trdnostne lastnosti v prečni smeri zrastejo bolj kot v vzdolžni, nasprotno pa velja za plastičnost. Tudi anizotropijo je mogoče razložiti z mikrostrukturo. Z znižanjem temperature valjanja postajajo zrna vse bolj podolgovata zaradi deformacije ali usmerjene rasti. Zato se velikost zrn v prečni smeri hitreje zmanjšuje kot v vzdolžni. To je najverjetnejša razlaga, zakaj trdnostne lastnosti v prečni smeri zrastejo, plastičnost pa se zmanjša v primerjavi s smerjo valjanja, ko se TKV znižuje. Ni seveda izključeno, da je anizotropija povezana tudi s teksturo deformacije, poprave ali pa teksturo DIM-a. Najbolj učinkovito merilo anizotropije, ki nastane zaradi spleta procesov, ki potekajo pri nizkih temperaturah valjanja, je anizotropija kontrakcije, izmerjena na preizkušancih z osjo v smeri valjanja. Štiri dejavnike, ki to anizotropijo povzročajo — trije mikrostrukturni in plastični mikrovključki — smo že razčlenili. V jeklih, katere smo uporabili pri tem delu, je bil močnejši vpliv mikrostrukturnih dejavnikov, ki pa ga ni smo mogli ovrednotiti zato, ker nimamo možnosti za realno ovrednotenje deleža različnih oblik ferita, ki nastanejo med valjanjem jekla pri nizki temperaturi.

Tabela 3: Trdota ferita, ki je nastal s premeno rekristaliziranega avstenita (FRA), poligoniziranega ferita (PF) in ferita, ki je nastal z DIM-om.

Izmerjeno po Vickersu pri obtežbi 15 g.

Jeklo	Temp. na koncu valjanja °C	FRA	PF	DIM
S	924	173	—	—
	783	—	175	164
Z	993	146	—	—
	850	—	143	121
	817	—	150	129

5. SKLEPI

1. Visoka temperatura valjanja omogoča, da avstenit v presledkih med vtiki rekristalizira in pri ohladitvi na zraku nastane mikrostruktura iz poligonalnih in enakomernih zrn ferita, katerih velikost se zmanjšuje, ko se znižuje temperatura valjanja;

2. Pri neki temperaturi začetka valjanja avstenit po prvem vtiku ne rekristalizira. Del tega avstenita ne rekristalizira tudi pri nadaljevanju valjanja. Pri ohladitvi na zraku po valjanju nastanejo iz takega avstenita feritna zrna, ki so približno za dva velikostna razreda večja kot zrna, ki v enakih pogojih nastanejo iz rekristalizirane avstenita. Mikrostruktura jekla, ki je bilo izvaljano z nepopolno rekristalizacijo avstenita med vtiki, je nehomogena.

3. Pod premensko temperaturo nastaja med valjanjem ferit, ki deformacijske energije ne izloča z rekristalizacijo, temveč z intenzivno popravo do stopnje poligonizacije. Če med valjanjem nastane dovolj ferita in je dosežena neka stopnja deformacije, se v poligoniziranem feritu sproži proces deformacijsko inducirane migracije feritnih mej. Zaradi tega posamična feritna zrna močno zrastejo in mikrostruktura postane celo bolj grobozrnata kot pri valjanju v avstenitnem področju pri mnogo višji temperaturi.

4. Temperatura, pri kateri med vtiki ni več popolne rekristalizacije avstenita, je odvisna od sestave jekla. Temperatura nastanka ferita med valjanjem je odvisna od količine ogljika, ki znižuje premensko točko. Manj pomemben nasproten vpliv ima aluminij. Razlika od 0,12 do 0,07 % ogljika da jeklu zelo različno mikrostrukturo po valjanju.

5. V jeklih, ki vsebujejo topni aluminij in dušik, nastaja med valjanjem aluminijev nitrid. Izločki tega nitrída zavirajo migracijo mej zrn rekristaliziranega avstenita v presledkih časa med vtiki. Zaradi tega je med jeklom, v katerem med valjanjem nastaja aluminijev nitrid, in jeklom, ki je brez nitrída, razlika v velikosti zrn za približno 0,25 velikostnega razreda.

6. Temperatura valjanja relativno malo vpliva na mehanske lastnosti jekla v smeri valjanja. Evolucija trdnostnih lastnosti ni vsklajena z zmanjšanjem velikosti zrn v istem intervalu temperature valjanja. Najverjetnejši vzrok je heterogena mikrostruktura, v kateri je vpliv grobozrnatih komponent močnejši, kot bi lahko pričakovali na osnovi njihovega količinskega deleža v mikrostrukturi jekla.

7. Ko se znižuje temperatura valjanja, raste razlika med lastnostmi jekla v prečni smeri in v smeri valjanja. Trdnost in meja plastičnosti rasteta v prečni smeri hitreje z znižanjem temperature valjanja kot v vzdolžni smeri, pri raztežu in kontrakciji pa je evolucija nasprotna.

8. Z znižanjem temperature valjanja postaja vse bolj anizotropna deformabilnost jekla. Najočitnejši znak te anizotropije je ovalni prelom okroglih preizkušancev. Najbolj zraste deformabilnost pokončno na ravnino valjanja, manj v smeri valjanja in najmanj prečno na smer valjanja. Anizotropijo v deformabilnosti jekla povečujejo nepopolna rekristalizacija avstenita med valjanjem, deformacija (in poligonizacija) ferita ter deformacijsko inducirana rast feritnih zrn.

6. VIRI

1. F. Vodopivec, M. Gabrovšek in J. Žvokelj: *Železarski zbornik*, 17, 1983, št. 1, 17.
2. F. Vodopivec, M. Gabrovšek, M. Kmetič in A. Rodič: *Metals Technology*, 11, 1984, 481.
3. F. Vodopivec, A. Rodič in J. Rodič: *Železarski zbornik*, 16, 1982, št. 4, 111.
4. F. Vodopivec, M. Kmetič in A. Rodič: *Železarski zbornik*, 18, 1984, št. 1, 9.
5. J. P. Michel in J. J. Jonas: *Acta Metallurgica* 29, 1981, 513.
6. F. Vodopivec: *Metals Technology* 5, 1978, št. 4, 118.
7. F. Vodopivec: *Journal of ISI* 210, 1972, 664.
8. F. Vodopivec: *Metals Technology* 1, št. 3, 1974, 151.
9. F. Vodopivec: *Journal of Materials Science* 10, 1975, 1082.
10. S. Gohda, T. Watanabe in J. Hasimoto: *Transactins ISIJ* 21, 1981, 6.
11. T. Gladman, D. Dulieu in I. D. McIvor: *Micro Alloying 75*, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 32–58.
12. T. Tanaka, T. Tabata, T. Hatomura in C. Shiga: *Micro Alloying 75*, Union Carbide Corporation, New York, 1975, 107–119.
13. W. Roberts: *Scandinavian Journal of Metallurgy* 9, 1980, 13.
14. F. Vodopivec, M. Kmetič, F. Vizjak, F. Haller in G. Manojlović: *2nd International Conference on Steel Rolling*, Düsseldorf, 1984.
15. F. Vodopivec, J. Arh, T. Lavrič in B. Ralić: *Revue de Metallurgie* 75, 1978, št. 12, 691.
16. F. Vodopivec, J. Arh in B. Ralić: *Železarski zbornik*, 9, 1975, 167.
17. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Železarski zbornik*, 14, 1980, št. 1/2, 161.
18. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Metals Technology* 7, 1980, maj, 186.
19. F. Vodopivec, M. Gabrovšek, M. Kmetič in J. Žvokelj: *Evolucija mikrostrukture mehkih jekel med valjanjem; Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani*, št. 84–026.

ZUSAMMENFASSUNG

Stähle von 0,04 bis 0,13 % C sind in sieben Stichen im Temperaturintervall von 1220 bis 750° C aus dem 55 mm Knüppel in Platten von 11 mm Dicke ausgewalzt worden. Untersuchungen des Mikrogefüges und der mechanischen Eigenschaften sind durchgeführt worden. Durch das Walzen bei hohen Walztemperaturen erhält der Stahl ein polygonales und gleichmässiges Mikrogefüge, mit fallender Walztemperatur wird die Korngrösse kleiner. Bei einer Walzanfangstemperatur nahe 950° C verläuft die Rekristallisation zwischen den Stichen nicht mehr vollkommen durch. Nichterkristallisierter Austenit umwandelt beim Abkühlen nach dem Walzen in ein Mikrogefüge mit grösseren Körnern als der rekristallisierte Austenit. Nahe unter der Umwandlungstemperatur kommt während des Walzens Ferrit zum Vorschein und die Korngrösse fängt vom neuen an schnell zu wachsen. Ferrit rekristallisiert zwischen den Stichen nicht, die Deformationsenergie wird durch die Erholung beseitigt. Nach dem Walzen wachsen einzelne Ferritkörner wegen der deformationsinduzierten Korngrenzenwanderung also einer Art Rekristallisation in Situ schnell an. Das ist der Grund, dass im Stahl mit 0,04 % C die Korngrösse

bei der Walztemperatur unter 800° C sogar grösser ist als wenn der Walzvorgang bei 1000° C beendet wird. Nichtvollkommene Rekristallisation von Austenit zwischen den Stichen und die Erholung von Ferrit sind Ursachen, dass im Mikrogefüge von Stahl das von der Walzanfangstemperatur unter ca 950° C ausgewalzt worden ist, Ferrit 4 verschiedener Ursprünge gefunden wird und dass das Gefüge sehr heterogen ist. Die Walztemperatur beeinflusst die Stahleigenschaften in der Walzrichtung nicht. Das weist darauf hin, dass sich der Einfluss einzelner Gefügeheterogenitäten ausgleich. Bei fallender Walztemperatur wächst die Deformationsanisotropie von Stahl stark. Verformungseigenschaften von Stahl senkrecht auf die Walzebene vergrössern sich stark im Vergleich zu den Verformungseigenschaften in der Walzebene. Im Temperaturbereich vollkommener Rekristallisation von Austenit zwischen den Stichen ist die Korngrösse im Stahl in welchem während des Walzens AIN gebildet wird um ca 0,5 Klassen kleiner als im Stahl ohne AIN Bildung. Die Anwesenheit von AIN beeinflusst die Korngrösse nicht, wenn der Stahl im Zweiphasenbereich von Ferrit und Austenit ausgewalzt worden ist.

SUMMARY

Steel with 0.04 to 0.13 % C was rolled in 7 passes in the temperature interval 1220 to 750° C from a 55 mm billet to a 11 mm plate. Microstructural and mechanical investigations were made. Rolling at high temperatures causes polygonal and uniform microstructure in steel, and the grain size is reduced with the lowered rolling temperature. At some initial rolling temperature close to 950° C the recrystallization between the passes is no more complete. Not recrystallized austenite is transformed during cooling after rolling into the microstructure with greater grains as it was the case with austenite. Close below the transformation temperature ferrite appears in rolling, and grain size is again rapidly increased. Ferrite between passes does not recrystallize, but the deformation energy is removed by the recovery, and at the finished rolling single ferrite grains fast grow due to the migration of boundaries induced by the deformation, i. e. a kind of recrystallization in situ. This is the reason that in steel with 0.04 % C the grain size is even greater if rolling is completed at 800° C than at 1000° C. In-

complete recrystallization of austenite between passes and recovery of ferrite are the reasons that ferrite of four different origins can be found in the microstructure of steel being rolled with the initial rolling temperature below 950° C, thus the microstructure being very heterogeneous. Rolling temperature does not influence the steel properties in the direction of rolling. This is an indication that the influence of single microstructural heterogeneities is equalized. With the lowering rolling temperature the deformation anisotropy of steel is highly increased. The steel deformability perpendicular to the rolling plane is much higher compared to the deformability in the rolling plane. In the temperature region of complete recrystallization of austenite between passes the grains are approximately for half class smaller in steel where AIN is formed during rolling than in steel without nitride. The presence of AIN does not influence the grain size if the steel was rolled in the two-phase ferrite-austenite region.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Стали с содержанием от 0,04 % до 0,13 % углерода были прокатываны с 7-ми пропусками при т-ом интервале между 1220°С и 750°С из квадратных заготовок 55 мм в пластины толщины 11 мм. Выполнены также микроскопические и механические исследования. Прокатка при высокой т-ре придаёт стали многоугольную и равномерную микроструктуру, причём величина зёрен снижением т-ры прокатки уменьшается. При некоторой первоначальной т-ры прокатывания вблизи 950°С рекристаллизация между пропусками уже недостаточно полная. Нерекристаллизованный аустенит изменяет во время охлаждения после прокатки свою микроструктуру в более крупные зёрна при сравнении с рекристаллизованным аустенитом. Вблизи, под т-рой изменения, во время прокатки, появляется феррит, и величина зёрен снова быстро возрастает. Между пропусками феррит не рекристаллизуется, но отправляет деформационную энергию взяв при этом некоторую корректуру. В конце прокатывания отдельные ферритные зёрна быстро возрастают вследствие деформационной индуцированной миграции границ, что значит некоторый вид рекристаллизации на месте. Причина это-

го в том, что в стали с 0,04 % углерода величина зёрен в конце прокатки под 800°С даже больше, если бы прокатка была закончена при 1000°С. Неполная рекристаллизация аустенита между пропусками и корректура феррита представляет собой причину, что в микроструктуре находится сталь, которая была катана с первоначальной т-рой ниже прилб. 950°С, причём феррит был в 4-ех различных источников, а микроструктура оказалась очень гетерогенной. Т-ра прокатки не влияет на свойства стали в направлении прокатки. Это показывает, что влияние отдельных микроструктур гетерогенность выравнивает. Снижением т-ры прокатки сильно возрастает деформационная анизотропия стали. Деформируемость стали вертикально на равнину прокатки сильно увеличивается в сравнении с деформируемостью в равнине прокатывания. В т-рой области полной рекристаллизации аустенита между пропусками, зёрна прилб. на 0,5 класса меньше в стали, так как во время прокатки образуется AIN взяв во внимание сталь, где нитридов нет. Присутствие AIN не влияет на величину зёрен, если сталь была катана в двухфазной области феррита и аустенита.

O vroči preoblikovalnosti Al, Mn, C zlitin

UDK: 669.018.58:669.715:620.173:620.18
ASM/SLA: D1b, D11n, J28g, C, 2-60, EGj44

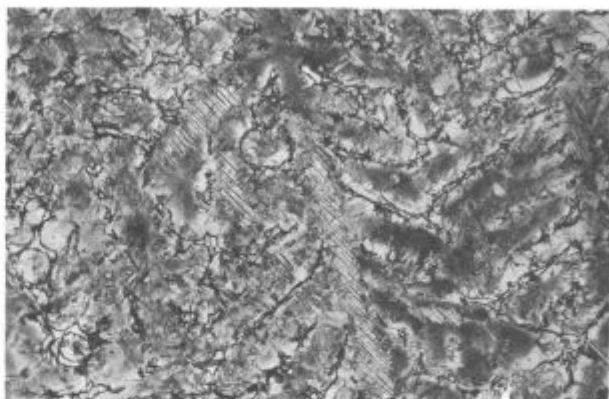
F. Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj in M. Grašič

Izdelano je več magnetnih zlitin te vrste z različno sestavo in strjevalno strukturo. Peritektik γ_1 in eutektoid $\gamma_1 + \beta$ Mn močno zmanjšata preoblikovalnost z vročim krčenjem. Karbidi, ki se izločijo iz faz ϵ in τ , preprečujejo deformacijo z ekstruzijo. Odvisnost sila-deformacija je podobna kot pri kovinah. Aktivacijska energija za proces deformacije je 80 kJ/mol pri zlitini z matriksom iz γ_1 faze in 45,5 kJ/mol pri zlitini z matriksom iz ϵ faze.

1. UVOD

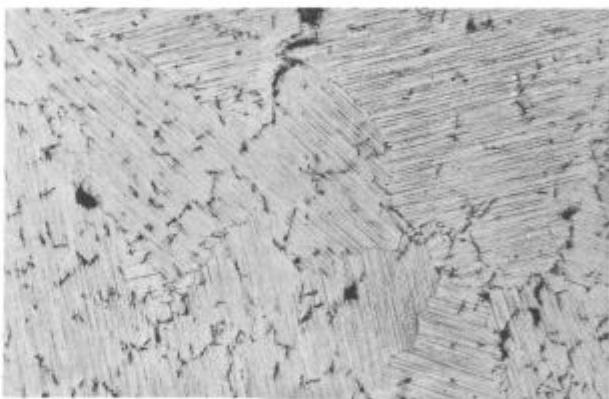
Zlitine aluminija, mangana in ogljika so sodobne zlitine za permanentne magnetne. V primerjavi s klasičnimi kovinskimi magneti iz AlNiCo zlitin se odlikujejo po tem, da nimajo strateško pomembnih sestavin in da se dajo obdelovati z odvzemanjem ostružkov, AlNiCo zlitine pa se samo brusijo. Zlitine AlMnC dobijo primerne magnetne lastnosti z vročim preoblikovanjem, ki v njih ustvari magnetno anizotropijo; lastnosti v podolžni smeri valjaste palice so zato drugačne kot v radialni smeri. V procesu izdelave anizotropnih zlitin AlMnC je zato vitalna in najtežja tehnološka operacija iztiskanje (ekstruzija) pri temperaturi okoli 700°C (1, 2, 3, 4). Precej dela je bilo vložnega v razjasnitev vpliva parametrov ekstruzije na magnetne lastnosti (4, 5, 6, 7), samo omejeni podatki so na voljo do danes o deformacijskem procesu zlitin (8), nič pa nismo našli o vplivu mikrostrukture strjevanja in mikrostrukture ogrevanja na preoblikovalnost. Prav to vrzel skušamo zapolniti v tem prispevku.

Strjevalna mikrostruktura je po pravilu iz faze ϵ . Iz te faze se z dvostopenjsko premeno, ki je sorodna martenzitni, ustvari τ faza z uporabnimi trdomagnetnimi lastnostmi (4, 8, 10, 11, 12, 13). Po binarnem faznem diagramu AlMn nastane ϵ faza pri ravnotežnem strjevanju zlitin z 69 do 76 % Mn (12, 14, 15). Praksa pa kaže, da so zlitine pri strjevanju industrijskih blokov, torej pri neravnotežnem strjevanju, podvržene izcejanju. Na primer v srednjem delu poskusnega bloka s 50 mm premera iz zlitine z 72,5 % Mn smo našli v matriksu faze τ fazo γ_1 v meddendritnih poljih, v dendritih, ki so bogatejši z manganom, pa tudi fazo δ Mn (sl. 1). V enakem bloku iz zlitine z 72,8 % Mn najdemo po homogenizaciji mnogo faze δ Mn (sl. 2) lamelarne oblike. V AlMn zlitine se dodaja ogljik zaradi stabilizacije faze ϵ , torej za zaviranje eutektoidne premene $\epsilon \rightarrow \gamma_1 + \beta$ Mn pod 870°C. Če je ogljika veliko, vendar še vedno v količinah, ki jih pokriva patentna zaščita (1, 2), nastanejo že pri strjevanju lamele aluminij-manganovega karbida (sl. 3). Praksa kaže, da so zlitine z mnogo tega karbida, ki je v bloku neprimerno porazdeljen, neobstoje na zraku. Zara-



Slika 1
pov. 100x. Mikrostruktura zlitine z 72 % Mn in 0,96 % C. Matriks iz τ faze, v dendritih vidimo lamele δ Mn v meddendritskih prostorih pa polja γ_1 faze.

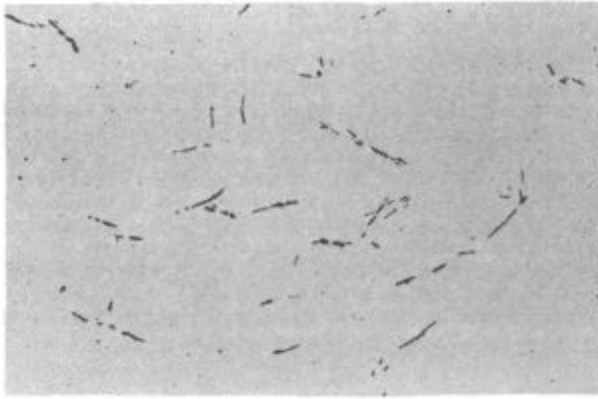
Fig. 1
Magn. 100x. Microstructure of alloy with 72 % Mn and 0.96 % C. Matrix is phase τ , in dendrites the lamellae of δ Mn are evident, and in interdendritic spaces the areas of γ_1 phase.



Slika 2
Mikrostruktura zlitine 3 po homogenizaciji pri 1050°C. Matriks iz faze ϵ , črvičaste lamele aluminij manganovega karbida in ravne lamele verjetno δ Mn.

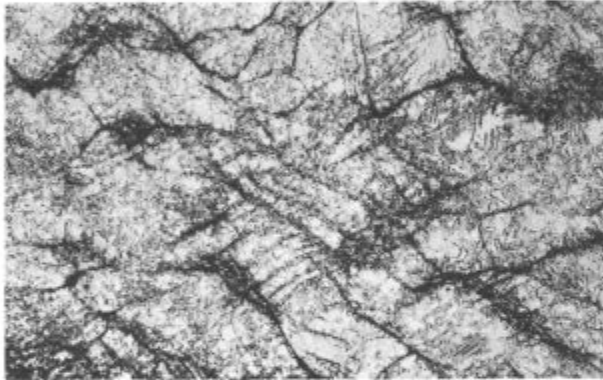
Fig. 2
Microstructure of alloy 3 after homogenizing at 1050°C. Matrix is phase ϵ , worm-like lamellae are of aluminium manganese carbide, and straight lamellae probably are δ Mn.

di občutljivosti karbida za vlago zlitina v nekaj dneh razpade v prah (16). Na drugi strani prihaja do sprememb mikrostrukturne oz. fazne sestave tudi pri segre-



Slika 3
pov. 100×. Mikrostruktura zlitine z 69,5 % Mn in 1,1 % C. Matriks iz ε in γ₁ faz in črvičaste lamele aluminij-manganovega karbida.

Fig. 3
Magn. 100×. Microstructure of alloy with 69.5 % Mn and 1.1 % C. Matrix is composed of ε and γ₁ phases, and worm-like lamellae are of aluminium manganese carbide.



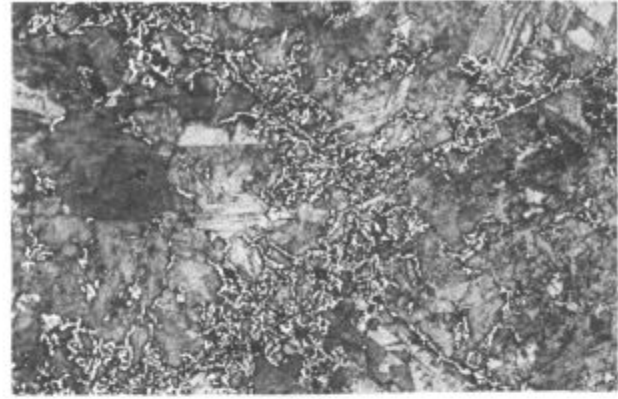
Slika 4
pov. 100×. Zlitina z 71,7 % Mn in 0,7 % C. Mikrostruktura v delu preiskovanca, ki je po ekstruziji z začetkom pri 900° C ostal v orodju. Matriks iz ε faze in karbidna zrna ter razpoke po mejah.

Fig. 4
Magn. 100×. Alloy with 71.7 % Mn and 0.7 % C. Microstructure of the test piece which remained in the tool at extrusion with the initial temperature 900° C. Matrix is of ε phase, carbide grains, and cracks on boundaries.

vanju zlitine pred vročo ekstruzijo. V zlitinah z ogljikom nad 0,5 % v z ogljikom prenasičeni ε fazi so drobni karbidni izločki po mejah strjevalnih zrn (sl. 4). Pri temperaturah med 700 in 500° C pa se v z ogljikom prenasičeni fazi τ pojavi reakcija, ki po mejah zrn ustvari mrežo zelo trdne mikrostrukturne komponente (sl. 5).

2. EKSPERIMENTALNO DELO

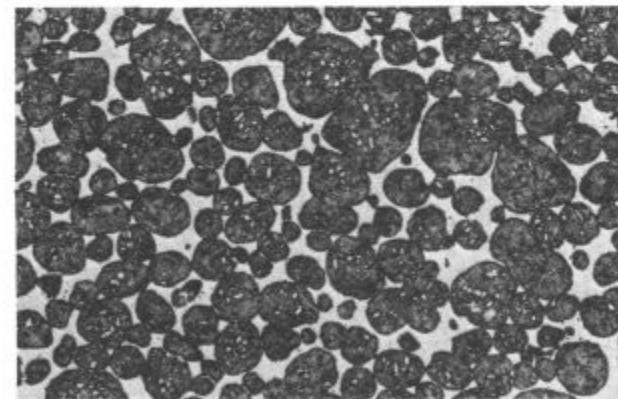
Zlitine smo izdelali s taljenjem v indukcijski peči iz mangana, aluminija in MnC predzlitine. Sestava in mikrostruktura zlitin, ki so bile uporabljene za preizkuse preoblikovanja, je v tabeli 1. Za razlago nekaterih dognanj smo uporabili tudi drugačne zlitine, njihova sestava pa je v tekstu.



Slika 5
pov. 200×. Ista zlitina kot sl. 4. Mikrostruktura po gašenju s 1050° C in 30 min. žarjenju pri 600° C. Matriks iz τ faze in še neidentificirana komponenta mikrostrukture.

Fig. 5
Magn. 200×. The same alloy as in Fig. 4. Microstructure after quenching from 1050° C and 30 minute annealing at 600° C. Matrix is of τ phase, and a still not identified microstructure component.

Strjevalna mikrostruktura zlitin 1 in 2 je bila iz ovalnih primarnih zrn faze ε in iz polj peritektične faze γ₁. Ponekod v mikrostrukturi so bila zrna faze ε obdana z mrežo peritektika γ₁ (sl. 6). Med homogenizacijo zlitin 1 in 2 pri 1050° C so v notranjosti zrn ε faze nastala drobna polja sekundarne γ₁ faze, ker se v binarnem diagramu Al-Mn polje stabilnosti faze ε zožuje, ko se niža temperatura (12, 14, 15). Mikrostruktura zlitine 3 je bila iz matriksa faze ε, iz lamel aluminij manganovega karbida in iz lamel, ki so se pojavile po homogenizaciji pri 1050° C, in zato domnevamo, da so δ Mn (sl. 2). Mikrostruktura zlitine 4 je bila po strjenju izključno iz faze ε, po držanju med 900 in 800° C oz. v začetni fazi ekstruzije pa so se iz z ogljikom prenasičene raztopine izločila drobna karbidna zrna (sl. 4). V isti zlitini je pri žarjenju še pri nižji temperaturi nastala že omenjena premena faze τ, o kateri bomo še razpravljali kasneje.

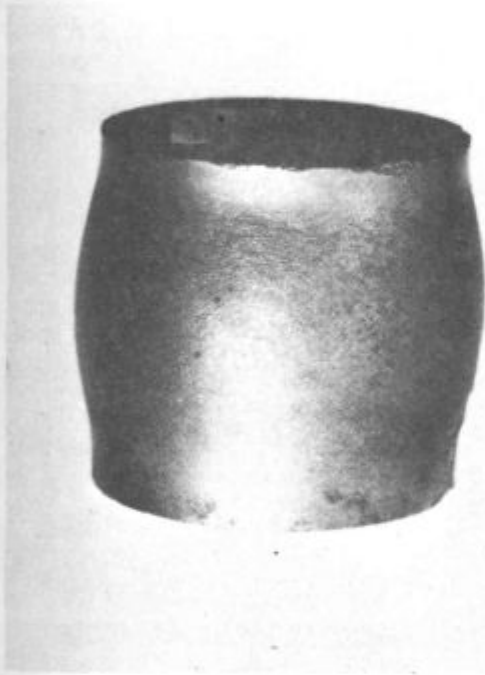


Slika 6
pov. 50×. Mikrostruktura zlitine 1. Peritektična faza γ₁ okoli okroglih zrn ε faze.

Fig. 6
Magn. 50×. Microstructure of alloy 1. Peritectic phase γ₁ around the round grains of ε phase.

Deformacijo smo izvršili z vročim krčenjem preizkušancev s premerom in višino 20 mm ali pa z ekstruzijo valjev s premerom 28 mm skozi matrico s premerom 15 mm v orodju, segretem na 600°C. Ekstruzija ni uspela, ker je bila zaradi prevelike hitrosti površina palice močno razpokana.

Pri preizkusih krčenja smo pestič in podlogo segreli na cca 500°C. Ne glede na to in mazanje z grafitom se ni bilo mogoče izogniti zelo hitri ohladitvi cca 1 mm debelega sloja zlitine v stiku z orodjem. Zato se preizkušanci niso deformirali na stiku z orodjem in so dobili sodčasto obliko (sl. 7). Da bi omejili napako zaradi spremembe oblike, smo deformacijo s krčenjem omejili na 3,5 mm oz. 17,5 % začetne višine valjastega preizkušanca. Kljub majhni deformaciji in nenormalnemu oblikovanju preizkušanca med krčenjem nam je uspelo zabeležiti zelo uporabne in zanesljive odvisnosti sila-deformacija, opredeliti posamične faze procesa deformacije in oceniti vpliv komponente mikrostrukture na preoblikovalnost. Ekstruzijski poizkusi so omogočili oceno vpliva karbidov, ki so nastali v ϵ fazi in premene τ faze.



Slika 7

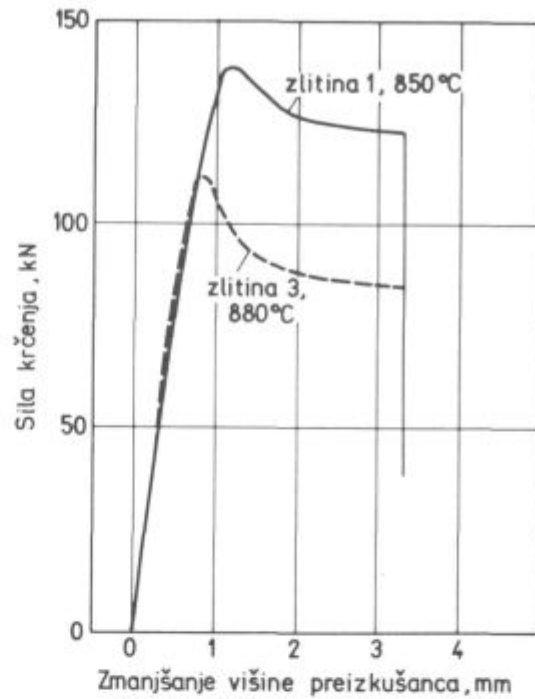
Vzorec iz zlitine 1 krčen pri 980°C.

Fig. 7

Test piece of alloy 1, upset at 980°C.

3. ODVISNOST MED SILO IN DEFORMACIJO, POVEZAVA MED PREOBLIKOVANOSTJO IN MIKROSTRUKTURO

Odvisnosti sila-deformacija za krčenje zlitin 1 in 3 sta prikazani na sl. 8. Oblika odvisnosti je podobna kot tiste, ki jih v virih 17 in 18 najdemo za vročo deformacijo jekla s krčenjem in z ekstruzijo. Na njih vidimo vse značilnosti procesa vroče deformacije kovin. V začetnem elastičnem področju s deformacija sorazmerna sili, nato sledi faza, ko odvisnost med silo (S) in defor-



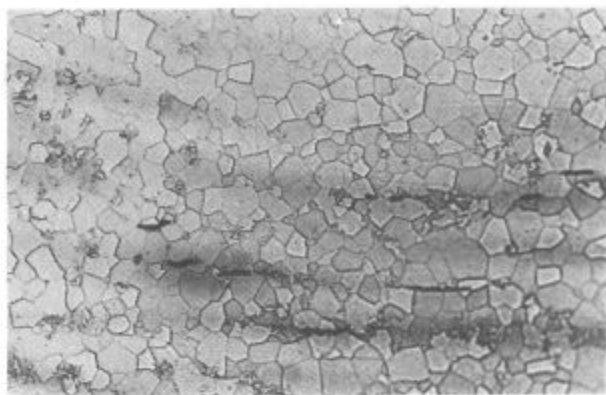
Slika 8

Odvisnost sila-deformacija za dve zlitini in temperaturi.

Fig. 8

Force-deformation relationship for two alloys and temperatures.

macija (d) opisuje parabolična enačba z obliko $S = k_1 + k_2 d^{1/2}$. V tej fazi deformacije dinamična poprava sproti zmanjšuje deformacijsko utrditev (19). Pri maksimalni sili, napetost v tej točki smo poimenovali deformacijsko trdnost, se proces mehčanja pospeši zaradi dinamične rekristalizacije (17, 18, 19) in sila pada pri naraščajoči deformaciji do neke vrednosti, ko ostaja nespremenjena, ko deformacija dalje raste. Dosežena je meja tečenja, ko si v ravnotežju procesa deformacijske utrditve in dinamičnega mehčanja zlitine z rekristalizacijo in popravo. Zlitina se torej obnaša kot kovine pri ekstruziji in krčenju. Mikrostruktura krčenih preizkušancev je potrdila, da so v njih potekali med deformacijo le dinamični procesi in ni bilo nobene izmerljive spremembe v velikosti zrn. V ekstrudirani zlitini 4 je bila po ekstruziji mikrostruktura iz drobnih poligonalnih zrn ϵ faze (sl. 9). To seveda pove, da je končna stopnja procesa preoblikovanja pri zadostni temperaturi, hitrosti in količini deformacije, statična rekristalizacija faze ϵ . Magnetna anizotropija pa se razvije le, če se prepreči statična rekristalizacija in se pri ekstruziji doseže mikrostruktura in podolgovatih zrn τ faze (sl. 10). To je seveda razlaga, zakaj se le pri ekstruziji pri zelo majhni hitrosti in razmeroma nizki temperaturi dosejajo dobre magnetne lastnosti (7). Kopičenje deformacije mora sproti izravnati dinamična poprava do mere, da je nemogoča dinamična rekristalizacija med ekstruzijo in statična rekristalizacija po njej. Iz krivulj, ki so podobne tistim na sl. 8, smo določili odvisnost med temperaturo deformacije (T , °K) in deformacijsko trdnostjo (DT) oz. mejo tečenja na sl. 11. Ta odvisnost sledi Arrheniusovi enačbi $DT = k_3 \exp(-Q/RT)$, v kateri so: k_3 konstan-



Slika 9
pov. 100 ×. Poligonalna zrna v ε fazi, ki je rekristalizirala po ekstruziji.

Fig. 9
Magn. 100 ×. Polygonal grains in ε phase which recrystallized after extrusion.

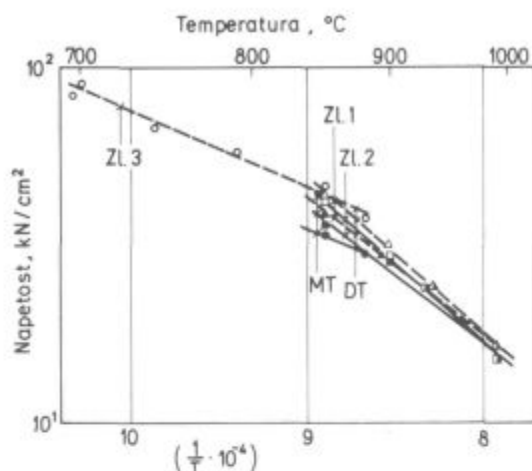


Slika 10
pov. 100 ×. Podolgovata zrna τ faze v zlitini z 70,5 % Mn in 0,5 % C.

Fig. 10
Magn. 100 ×. Elongated grains of τ phase in the alloy with 70.5 % Mn and 0.5 % C.

ta, Q aktivacijska energija procesa deformacije in R univerzalna plinska konstanta. Iz naklona črt na sl. 11 smo izračunali aktivacijsko energijo 45,5 kJ/mol za zlitino 3 in 80,1 kJ/mol za zlitini 1 in 2.

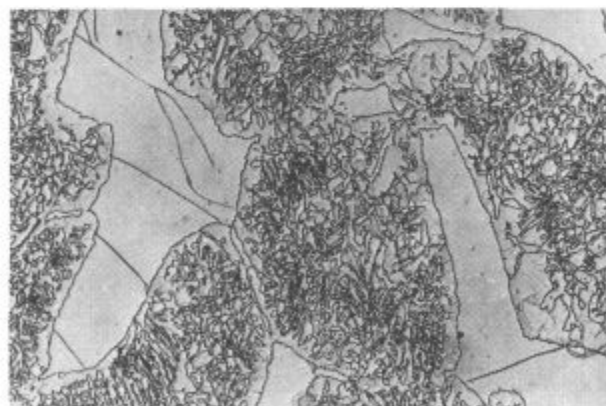
Odvisnost temperatura-deformacijska trdnost je zelo podobna pri zlitinah 1 in 2 in drugačna pri zlitini 3. To razliko razlagamo kot različnost v mikrostrukturi, ki je že bila opisana. Zlitino 3 je bilo mogoče deformirati tudi pri najnižji temperaturi 695°C, pri enakem poizkusu pa so se preizkušanci zlitin 1 in 2 zdobili brez izmerljive deformacije pri temperaturi 800°C in nižje. Mikrostruktura je razložila razliko v preoblikovalnosti. V zlitinah 1 in 2 so že pri krčenju pri temperaturi 850°C v poljih faze γ_1 nastale mikrorazpoke, vendar se je njihovo napredovanje ustavilo v fazi ϵ (sl. 12) in krčenje je bilo mogoče. Pri 800°C pa se napredovanje razpok in faze γ_1 v fazo ϵ ni ustavilo, temveč so se preizkušanci zdobili. Zato sta mogoči dve razlagi. Po eni je pri temperaturi 800°C in nižje preoblikovalnost ϵ faze premajhna, da bi se ustavile mikrorazpoke, nastale v fazi



Slika 11
Odnos med temperaturo deformacije ter deformacijsko trdnostjo (DT) oz. mejo tečenja (MT) v zlitinah 1, 2 in 3.

Fig. 11
Relationship between the temperature of deformation and the deformation strength (DT) or yield point (MT) in alloys 1, 2, and 3.

γ_1 . Po drugi se med segrevanjem preizkušanca pri temperaturi 800°C izvrši evtektoidna premena $\epsilon \rightarrow \gamma_1 + \beta$ Mn, kot določa binarni fazni diagram Al-Mn in je pravzaprav nepreoblikovalen lamelarni evtektoid $\gamma_1 + \beta$ Mn. Dve eksperimentalni dejstvi potrjujeta drugo razlago. Najprej smo lamelarni evtektoid res opazili v zdrobljenem preizkušancu (sl. 12), drugič pa ima faza ϵ v zlitini 3 tudi pri temperaturi 695°C zadostno preoblikovalnost, da preprečuje širjenje razpok, ki jih predstavljajo nedeformabilne lamelle mangan-aluminijevega karbida. V isti zlitini so se brez zloma precej deformirale lamelle δ Mn tudi pri temperaturi 695°C (sl. 13). Lahko torej na osnovi krčilnih preizkusov sklepamo, da imajo slabo preoblikovalnost peritektična faza γ_1 , lamelarni evtektoid $\gamma_1 + \beta$ Mn ter karbidne lamelle. Velja še omeniti, da je pri sobni temperaturi trdota faze γ_1 770 HV 0,2, trdota faze ϵ 590 HV 0,2, trdota iz nje nastale faze τ pa 480 HV 0,2. Faza γ_1 je torej najtrša. Če-



Slika 12
pov. 100 ×. Mikrorazpoke v fazi v zlitini 1 krčeni pri 800°C.

Fig. 12
Magn. 100 ×. Microcracks in the alloy 1 upset at 800°C.



Slika 13

pov. 200 ×. Mikrostruktura zlitine 3 po krčenju pri 740°C.

Fig. 13

Magn. 200 ×. Microstructure of the alloy 3 after upsetting at 740°C.

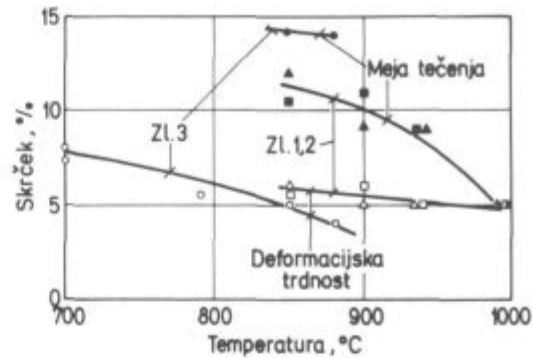
prav ni mogoče razmerij med trdotami neposredno prenašati na višje temperature, velja, da je razmerje trdot tako, da je manjša deformabilnost peritektične faze γ , razumljiva.

Deformacijska trdnost zlitine 1 je nekoliko nižja od deformacijske trdnosti zlitine 2. Ni jasno, ali naj to razlagamo z vplivom bakra in niklja na silo ekstruzije, kot navaja vir 1, ali z razliko v količini mangana, ki se seveda odraža tudi v različni količini faz ϵ in γ ter v strjevalni strukturi zlitin. Deformacijska trdnost in meja tečenja imata nekoliko različno odvisnost od temperature. Razlika med obema vrednostma se zmanjšuje, ko raste temperatura krčenja, in pri temperaturi 980°C med njima ni razlike. Razlaga je v naravi dinamičnih mehčalnih procesov. Za tvorbo točkastih napak in njihovo migracijo na vijačne dislokacije, to je začetek procesa mehčanja, je potrebno nekaj časa (19). Pri nižji temperaturi je mobilnost atomov v kristalni mreži nižja, zato je potrebno večje kopičenje deformacije, da se doseže potrební tok vrzeli. V zlitini 3 je bila 17,5 % deformacija zadostna za doseg meje tečenja le pri dveh najvišjih temperaturah, 850 in 880°C. Pri obeh temperaturah je razlika med maksimalno silo in silo tečenja večja kot pri zlitinah 1 in 2. Iz tega sklepamo, da kljub temu, da ima faza γ , manjšo preoblikovalnost, se pri temperaturi, kjer je preoblikovalna, v njej že pri manjši deformaciji sproži proces dinamične rekristalizacije, kot v bolj preoblikovalni fazi ϵ .

Deformacija pri deformacijski trdnosti raste na podoben način v vseh zlitinah, ko se znižuje temperatura krčenja (sl. 14). Pri isti temperaturi je večja v zlitinah 1 in 2 kot v zlitini 3. Nasprotno pa je deformacija pri meji tečenja večja v zlitini 3, kot v zlitinah 1 in 2.

Razlika v sili in v deformaciji pri obeh značilnih točkah odvisnosti sila-deformacija, pri deformacijski trdnosti in pri meji tečenja kaže na pomembno razliko v deformacijskem ponašanju faz ϵ in γ .

Na sliki 15 vidimo, da osnovni parametri deformacije, sila in deformacija, pri deformacijski trdnosti in pri meji tečenja rastejo, ko se večja hitrost krčenja. Pri povečanju hitrosti krčenja za 1 red velikosti (od 0,5 na 5 mm/sek.) se deformacijska trdnost poveča za okoli

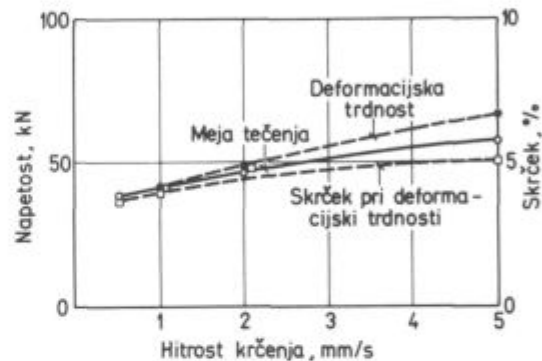


Slika 14

Odvisnost med temperaturo krčenja in deformacijo pri deformacijski trdnosti in pri meji tečenja.

Fig. 14

Relationship between the temperature of upsetting and the deformation at the deformation strength and the yield point.



Slika 15

Odvisnost med hitrostjo krčenja zlitine 1 pri 940°C in deformacijsko trdnostjo, mejo tečenja in deformacijo pri deformacijski trdnosti.

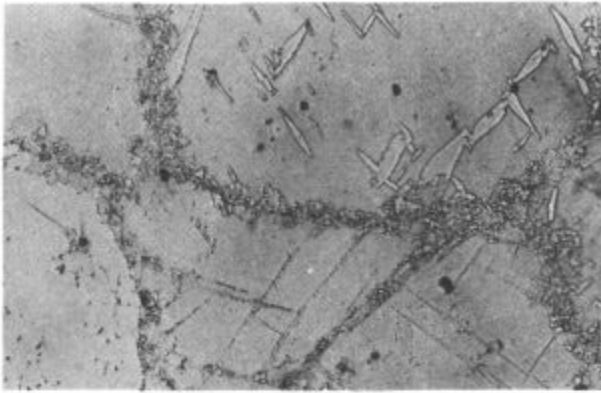
Fig. 15

Relationship between the upsetting rate of the alloy 1 at 940°C and the deformation strength, yield point, and deformation at the deformation strength.

80 %. Poveča se tudi razmerje deformacijska trdnost/sila tečenja. Vpliv povečanja hitrosti je podoben vplivu znižanja temperature, kar je podobno kot pri jeklu (18, 19).

Omenili smo že, da se doseže anizotropija v magnetnih lastnostih le, če se pri iztiskanju doseže mikrostruktura iz podolgovatih zrn faze τ z dolgo osjo v smeri deformacije in primerno odžarjena, da je dosežena popolna $\epsilon \rightarrow \tau$ premena (sl. 10). Če se ekstruzija izvrši pri večji hitrosti ali visoki temperaturi, se odprava deformacijske utrditve izvrši s statično rekristalizacijo in doseže se poligonalna mikrostruktura iz enakomernih zrn ϵ faze (sl. 9) oz. zrn faze τ po popuščanju. V primerih majhnih deformacij smo opazili, da se je premena $\epsilon \rightarrow \tau$ začela ob mejah zrn ϵ faze in na presečiščih drsnih paketov v notranjosti zrn te faze (sl. 16 in 17).

Pri poizkusih ekstruzije se je pokazalo, da tudi tvorba karbidov v fazi ϵ med žarjenjem pred deformacijo ali med ekstruzijo močno zmanjša preoblikovalnost zlitine 4. Ob mejah zrn faze, kjer je nastalo mnogo takih



Slika 16
pov. 200 ×. Mikrostruktura zlitine 4 na drugem mestu istega preiskovanca, kot sl. 4. Premena $\epsilon \rightarrow \tau$ po mejah zrn in ponekod v njihovi notranjosti.

Fig. 16
Magn. 200 ×. Microstructure of the alloy 4 at some other point of the same test piece as in Fig. 4. Transformation ϵ into τ on grain boundaries and somewhere inside grains.



Slika 17
pov. 200 ×. Isti preiskovanec kot sl. 16. Premena $\epsilon \rightarrow \tau$ na presečiščih drsnih paketov.

Fig. 17
Magn. 200 ×. The same test piece as in Fig. 16. Transformation of ϵ into τ on intersections of sliding packs.

karbidnih zrn, se že pri majhni deformaciji odprejo razpoke (sl. 4). Pri sobni temperaturi smo v karbidnih področjih izmerili trdoto do 850 HVO, 2, trdota faze ϵ v področju brez karbidov v istem vzorcu pa je znatno nižja, le 570 HVO, 2. Velja zato, da izločanje karbidov v fazi ϵ zmanjša preoblikovalnost zlitine AlMn pod mejo, ki je potrebna za ekstruzijo. Pri nižjih temperaturah, med 700 in 500°C, se v fazi τ v zlitini z ogljikom nad mejo topnosti izvršijo premene, ki preoblikovalnost

praktično onemogočajo. Vzoredno s premeno $\epsilon \rightarrow \tau$ poteka predvsem po kristalnih mejah neka premena, ki ustvarja mrežo zelo trde mikrostrukturne sestavine (sl. 5), ki je še nismo identificirali. V zlitini, žarjeni pri 600°C, je bila trdota matriksa iz τ faze v povprečju 480 HV 0,2, trdota agregata po mejah pa tudi preko 1000 HV 0,2. Po viru 13 je zaporedje reakcij pri izotermnem zadržanju faze ϵ pri 600°C naslednje: po 9 minutah je končana premena $\epsilon \rightarrow \tau$, po 90 min. se pojavi faza β Mn, po 120 min. pa še faza γ_1 in karbidi. V naši zlitini so bile reakcije mnogo hitreje, saj je že po žarjenju, ko je premena $\epsilon \rightarrow \tau$ dosegla komaj 50 % (15 min pri 550°C), v fazi τ nastalo že veliko trde komponente po mejah zrn. Zato te komponente ni mogoče identificirati na osnovi TTT diagrama za fazo ϵ v viru 13. Upoštevati pa moramo, da je bilo v zlitini v viru 13 le 0,5 % C, v naši zlitini pa 0,7 % C. Ni zato izključeno, da je bila stabilnost faze τ zmanjšana zato, ker se je zaradi prenasičenosti hitreje začel proces izločanja karbida. Osiromašenje z ogljikom v raztopini je toliko zmanjšalo stabilnost faze τ , da je bila relativno hitro dosežena ravnotežna mikrostruktura karbida, faza γ_1 in faza Mn.

2. ZAKLJUČKI

Z namenom, da bi opredelili vpliv mikrostrukturnih komponent, ki jih lahko srečamo v industrijskih AlMnC zlitinah za permanentne magnete, smo raziskali deformabilnost 4 zlitin, ki smo jih izbrali tako, da je bilo mogoče ločeno oceniti preoblikovalnost faz ϵ , γ_1 , δ Mn, evtektoida $\gamma_1 + \beta$ Mn, aluminijmanganovega karbida, ki nastane pri strjevanju, ter karbidov, ki nastanejo iz z ogljikom prenasajenih trdnih raztopin ogljika v fazah ϵ in τ . Sklepi dela so naslednji:

- odvisnost sila-deformacija ima pri vročem preoblikovanju AlMnC zlitin enake značilnosti kot pri deformaciji kovin, torej elastično in plastično deformacijo, deformacijsko trdnost in mejo tečenja ter določene deformacije v teh točkah;

- faza γ_1 ima mnogo manjšo preoblikovalnost kot faza ϵ . Kljub temu pa se v fazi γ_1 pri temperaturah, ko je še preoblikovalna, sproži proces dinamične rekristalizacije pri nižji deformaciji. Tudi meja tečenja je dosežena pri nižji deformaciji. Zlitino, bogato s fazo γ_1 , je nemogoče preoblikovati pri 800°C in nižje, nasprotno se ϵ faza preoblikuje še pri temperaturi 695°C;

- pri povišanju temperature se eksponentialno zmanjšujejo deformacijska trdnost in meja tečenja ter deformacija v obeh teh točkah. Deformacijska trdnost in meja tečenja rasteta, ko se večja hitrost deformacije.

- aluminij manganov karbid je krhek, vendar je inherentna preoblikovalnost faze ϵ zadostna, da tudi pri

Tabela 1: Sestava in strjevalna mikrostruktura zlitin

Zlitina	Element					Mikrostruktura
	Mn	C	Cu	Ni	Al	
I	69	0,34	—	—	razl. do 100 %	fazi ϵ in γ_1
	69,4	0,3	—	—	razl. do 100 %	fazi ϵ in γ_1
	73	0,94	1,2	1	razl. do 100 %	fazi ϵ in δ Mn in AlMn karbid
	71,7	0,7	—	—	razl. do 100 %	faza ϵ

700°C ne dovoli, da bi se razpoke širile iz zdrobljenih lamel karbida, ki so nastale pri strjenju zlitine;

— lamelarna sestavina mikrostrukture, za katero domnevamo, da je δ Mn, ima dobro preoblikovalnost;

— karbidi, ki nastajajo iz prenasičene trdne raztopine ogljika v ϵ fazi, onemogočajo preoblikovanje z ekstruzijo. Podoben je vpliv trdih sestavin mikrostrukture, ki nastajajo s spremeno faze τ pri temperaturah med 700 in 500°C;

— v industrijskih zlitinah se je potrebno izogibati fazi γ_1 , ne samo zaradi zmanjšanja magnetnih karakteristik, temveč tudi zaradi zmanjšanja preoblikovalnosti.

To raziskavo so finansirale Raziskovalna Skupnost Slovenije, Posebna raziskovalna Skupnost za Elektrokovinsko industrijo ter ISKRA TOZD Kovinski magneti.

VIRI

1. Matsushita El. Corp.: pat. No 1473373, The Patent Office, London, 1973.
2. S. Kojima, K. Kojima in S. Mitani: USA Pat. No 4, 133, 703 (1979).
3. T. Kubo, T. Ohtani, S. Kojima in N. Kato: JEE (1977), julij, 50.
4. T. Ohtani, N. Kato, S. Kojima, K. Kojima, Y. Sakamoto, I. Kanno, M. Tsukahara in T. Kubo: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 13 (1977), 1328.

5. Ja Shur, K. P. Rodionov, D. K. Buličev, M. I. Olejnik, L. V. Smirnov, G. S. Kandaurova, L. M. Mazat in N. N. Bihanova: Fizika Metallov i Metallovedenie 23 (1977), 338.
6. M. P. Ravdelj, M. V. Veller in Ju. S. Konjajev: Metalli (1974), No. 1, 189.
7. W. Ervens: Techn. Mitt. Krupp Forsch. Berichte 40 (1982), 117.
8. A. V. Šangurov, M. A. Ujmin, A. E. Ermakov, V. L. Kolmogorov, A. A. Ščupanov in S. P. Burkin: Izvestija Viših učebnih Zavedenij, Černaja Metallurgija 4 (1983), 47.
9. K. Kamino, T. Kawaguchi in M. Nagamura: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 2 (1966), 506.
10. S. Kojima, T. Ohtani, N. Kato, K. Kojima, Y. Sakamoto, I. Konno, M. Tsukahara in T. Kubo: Magnetism and Magnetic Alloys, AIP Conference Proceedings (1974), 768.
11. E. N. Vlasova, E. A. Sizov in M. P. Ravdelj: Metalli (1984) No 2, 134.
12. E. N. Vlasova, G. S. Kandaurova, Ja. C. Shur in N. N. Bihanova: Fizika Metallov i Metallovedenie 51 (1981), 1127.
13. W. H. Dreizler in A. Mentz: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16 (1980), 537.
14. W. Köster in E. Wachtel: Z. Metallkunde 51 (1960), 271.
15. T. Gödecke in W. Köster: Z. Metallkunde 62 (1971), 727.
16. F. Vodopivec in D. Gnidovec: Tehnika, Rudarstvo, Geologija in Metallurgija, 36, 1985, 295.
17. R. P. Djajić in J. J. Jonas: Journal of ISI (210), 1972, 256.
18. A. K. Gupta, K. E. Hughes in C. M. Sellars: Metals Technology 7 (1980), 323.
19. H. P. Stüwe: ISI Publ. 108 (1968), 1.

ZUSAMMENFASSUNG

Im Induktionsofen sind mehrere Legierungen dieser Art mit verschiedenem Gussgefüge und bekanntem Einfluss dieser Elemente auf das Gussgefüge und das Gefüge nach dem Glühen erzeugt worden. Die Peritektische Phase γ_1 und Eutektoid $\gamma_1 + \beta$ Mn verringern stark die Warmverformbarkeit deswegen ist das Stauchen unter der Temperatur von 850°C unmöglich, dem gegenüber haben die Phasen ϵ und γ Mn eine genügende Verformbarkeit so, dass das Stauchen noch bei der Temperatur von 700°C möglich ist. Der Verformungsprozess dieser Legierungen beim Stauchen ist ähnlich wie bei den Metallen. In der Kraft — Verlängerungs — Kurve können die Eigenartigen Punkte wie: Anfang der dynamischen Erholung, die Verformungsfestigkeit und die Fließgrenze über welcher die Verformung bei konstanter Kraft weiterläuft, bestimmt werden.

Bei hoher Temperatur besitzen die Legierungen mit der Grundmasse aus der Phase γ_1 eine kleinere Verformungsfestigkeit als die Legierungen aus der Grundmasse der ϵ Phase, jedoch ist die Aktivationsenergie für die Verformung der Legierungen erster Reihe 80,1 kJ/Mol, für die Verformung der Legierungen zweiter Reihe 45,5 kJ/Mol. Die Verformbarkeit der Legierungen beim Straugpressen im Warmen Zustand wird stark durch die Karbidbildung der durch Kohlenstoff übersättigten ϵ und τ Phasen vermindert.

Die Stauchgeschwindigkeit vergrößert die Grundverformungsparameter. Bei genügender Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit rekristallisiert die Phase in gleichmäßige polygonale Körner. Der Verformungsprozess beschleunigt auch die $\epsilon \rightarrow \tau$ Umwandlung.

SUMMARY

In induction furnace a number of such alloys with various solidification structures was prepared, and the influence of elements on the solidification structure, and structure after annealing was determined. Peritectic phase γ_1 and the $\gamma_1 + \beta$ Mn eutectoid highly reduce the workability. Thus the upsetting below 850°C is not possible. On contrary, the phases ϵ and β Mn have sufficient workability that the upsetting is possible even at 700°C. Deformation process during upsetting these alloys is similar to that with metals. In the relation force-deformation the following characteristic points can be found: beginning of dynamic recovery, deformation strength and

yield point, above which the deformation propagates at constant force. At high temperatures the alloys with γ_1 matrix have lower deformation strength than those with ϵ matrix, but the activation energy of deformation with the first alloys is 80.1 kJ/mole, and with the second ones 45.5 kJ/mole. Deformability of alloys in hot extrusion is highly reduced due to the formation of carbides from carbon oversaturated ϵ and τ phases. Upsetting rate increases the basic deformation parameters. At sufficient temperature and deformation rate the phase recrystallizes into uniform polygonal grains. Deformation process also accelerates the transformation of ϵ into τ .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В индукционной электропечи было изготовлено несколько сплавов с различной структурой затвердевания, причём определено влияние отдельных элементов на структуру затвердевания и на структуру после отжига. Перитектическая фаза γ_1 и эвтектид $\gamma_1 + \beta$ Mn существенно снижают способность деформации, поэтому отжиг при t -ре ниже 850°C невозможен. Наоборот же фазы ϵ и δ Mn имеют достаточную способность к деформации, так что отжиг уже возможен при t -ре 700°C . Процесс деформации этих сплавов при отжиге подобен процессу деформации металлов. В зависимости от отношения: сила — деформация находим характерные точки: начало динамического действия, деформационная вязкость и предел текучести,

свыше которой деформация продолжается при константной силе. При высокой t -ры имеют сплавы, основная фаза которой γ_1 более низкую деформационную вязкость в сравнении с сплавами с основой из ϵ фазы, хотя энергия активизации для деформации сплавов первого вида составляет $80,1$ кдж, а второго вида — $45,5$ кдж/мол. Деформируемость сплавов при горячей экструзии уменьшает образование карбидов и ϵ и t фаз, слишком насыщенных с углеродом. Быстроту обжатия увеличивают основные деформационные параметры. При достаточной t -ры и быстроты деформация фаза рекристаллизации получается в равномерно полигональных зёрен. Процесс деформации ускоряет также превращение $\epsilon \rightarrow t$.

Verifikacija matematičnega modela za računalniško vodenje EOP-VOD tehnologije izdelave nerjavnih jekel

UDK: 669.15—194.56:669.187.2
ASM/SLA: SS, 1—73, U4k

N. Smajić

Izvedena je kratka analiza in primerjava EOP-VOD postopka proizvodnje nerjavnih jekel v železarni Jesenice in železarni Ravne. Navedeni so delni rezultati preizkusa matematičnega modela MIS-VOD, ki omogoča uvajanje računalniško vodene EOP-VOD tehnologije izdelave nerjavnih jekel v Slovenskih železarnah.

UVOD

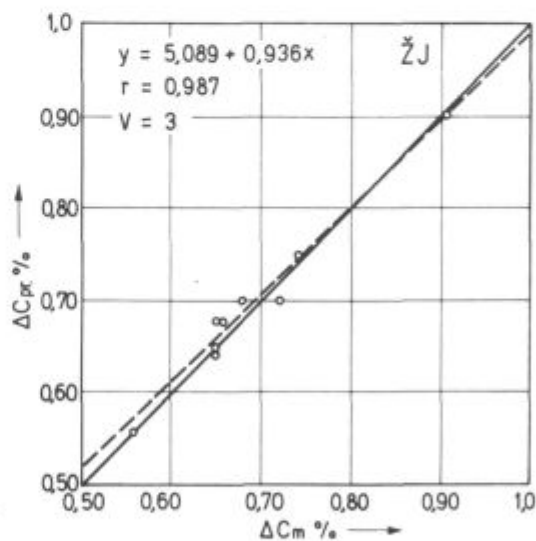
Večletne raziskave fundamentalnega značaja, ki so bile ves čas usmerjene na izboljšanje tehnološko-ekonomskih parametrov proizvodnje nerjavnega jekla v naših železarnah, so bile zaključene leta 1984 z izdelavo matematičnega modela MIS-VOD, ki je osnova za računalniško vodenje tehnologije. S tem smo dokončno ustvarili pogoje za aplikacijo termodinamičnih zakonitosti v vsakdanjo prakso z namenom optimizacije obstoječe tehnologije. Po izdelavi matematičnega modela ga je bilo treba preizkusiti ter tako ugotoviti, v kakšni meri model zadošča postavljenim zahtevam. Verifikacija in kalibracija izdelanega matematičnega modela je namreč zadnji in obenem nujni korak pred njegovo aplikacijo.

OPIS DELA IN REZULTATOV

Znano je, da so matematični modeli lahko empiričnega ali teoretičnega tipa. Modeli, teoretičnega tipa so praviloma bolj univerzalni in zato manj odvisni od specifičnosti tehnologije v posameznih jeklarnah. Ker je model MIS-VOD teoretičnega tipa, smo pričakovali, da ga bo možno uporabiti s podobnim uspehom tako v jeklarni železarne Jesenice kot v jeklarni železarne Ravne. Izdelani model temelji namreč na termodinamičnih osnovah, ki so seveda univerzalne in neodvisne od razlik v kapaciteti in konstrukcijskih karakteristikah VOD naprav.

Pred neposredno aplikacijo izdelanega modela za računalniško vodenje vakuumske oksidacije nerjavnih jekel je seveda potrebno ugotoviti, ali je potrebno kakšno prilagajanje izdelanega modela pred njegovo uporabo. Zaradi tega smo se odločili, da izvedemo t. im. modelne poskuse, tj. da simuliramo potek vakuumske oksidacije v VOD napravi za več šarž nerjavnega jekla in dobljene rezultate primerjamo z dejanskimi rezultati, ki so bili doseženi v ŽJ in ŽR, in seveda registrirani v šaržnih kartonih. Najprej smo analizirali šaržne kartone 20 šarž različnih vrst nerjavnega jekla. Potem smo simulirali potek teh šarž. Takšna a posteriori aplikacija modela nam omogoča, da ocenimo njegovo uspešnost in uporabnost v praksi. Retroaktivna aplikacija modela v obliki simulacije poteka vakuumske oksidacije 10 šarž nerjavnega jekla, ki so bile izdelane v železarni Jesenice, je dala zelo dobre rezultate. Za primer navajamo sl. 1, ki kaže primerjavo dejanskih oz. praktičnih vrednosti (indeks pr.) na ordinati z izračunanimi vrednostmi

na osnovi modela (indeks m) na apscisi za odpravljeni ogljik. Statistična analiza je pokazala, da je korelacija med praktičnimi in modelnimi rezultati zelo dobra, saj je korelacijski koeficient $r=0,987$. Regresijski koeficient bi bil v idealnem primeru popolnega ujemanja rezultatov enak 1, v našem primeru pa je 0,936, kar imamo lahko za zelo dobro. Regresijska (črtkana) premica se le malo razlikuje od idealne (polna črta) na sl. 1. Koeficient variacije je bil $V=3$. V 95 % primerov bi odstopanja morala biti v mejah $\pm 0,02$ % C. S slike vidimo, da so praktične vrednosti v večini primerov večje od izračunanih, tj. regresijska premica leži nad idealno premico vse do približno 0,85 % C, tj. v celotnem delovnem območju VOD naprave na Jesenicah. To je tudi razumljivo, če upoštevamo, da sta začetna ogljika sicer enaka za praktično in modelno vrednost, končna sta pa različna, ker model računa vsebnost ogljika na koncu pihanja kisika, praktične vrednosti pa so rezultati analize na koncu razogličanja po globokem vakuumiranju. Jasno je, da med globokim vakuumiranjem odpravimo še vsaj 0,01 do 0,02 % C.

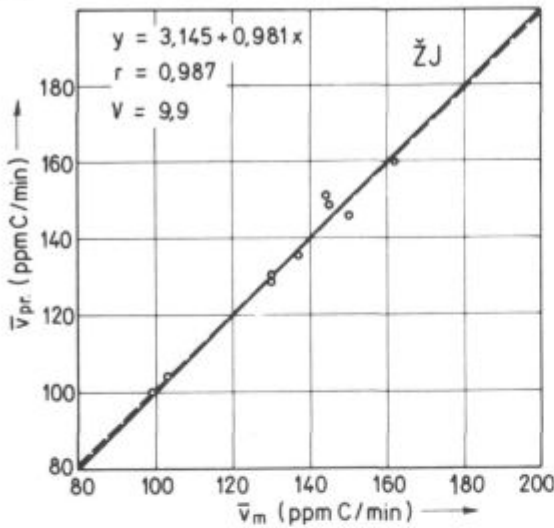


Slika 1
Odgor ogljika med vakuumsko oksidacijo v železarni Jesenice
Primerjava med modelnimi rezultati (ΔC_m) in prakso (ΔC_{pr})

Fig. 1
Carbon loss in vacuum oxidation in Jesenice Steelworks. Comparison between the results of model (ΔC_m) and the practice (ΔC_{pr}).

Podobno dobro ujemanje rezultatov modela in prakse smo dobili za ostale osnovne parametre, kot so porast temperature, odgor kroma ali povprečna hitrost

oksidacije ogljika med vakuumsko oksidacijo. Tako na sl. 2 vidimo primerjavo med dejansko in izračunano povprečno hitrostjo oksidacije ogljika v ppm C/min Regresijska, tj. črtkana premica se praktično ujema z idealno, tj. polno izrisano premico oz. diagonalo na sl. 2.



Slika 2

VOD Jesenice. Povprečna hitrost oksidacije ogljika po modelu \bar{v}_m v primerjavi z dejansko vrednostjo \bar{v}_{pr} .

Fig. 2

VOD Jesenice. Average rate of carbon oxidation according to model, \bar{v}_m , compared with the actual value, \bar{v}_{pr} .

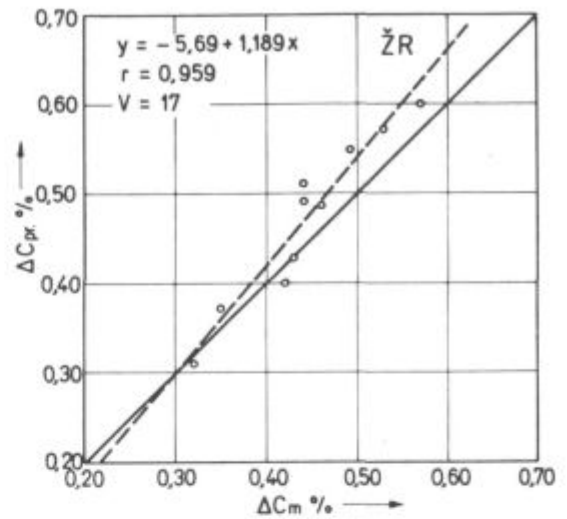
S tem je bila potrjena uporabnost izdelanega modela in ustvarjen osnovni pogoj za prehod na njegovo aplikacijo v vsakdanjem delu, tj. na uvajanje računalniško vodene tehnologije izdelave nerjavnega jekla po dupleks postopku EOP-VOD v jeklarni železarni Jesenice, kar je tudi predvideno za leto 1986.

Podobna računalniška simulacija 10 šarž nerjavnega jekla, izdelanih po istem EOP-VOD postopku v jeklarni železarni Ravne je pokazala, da se rezultati računalniške simulacije zelo slabo ujemajo z dejanskimi rezultati. Tako so npr. razlike med dejansko temperaturo taline in z modelom izračunano temperaturo presegale pri nekaterih šaržah tudi več kot 100 stopinj! Podobno velike in povsem nesprejemljive razlike smo ugotovili pri vsebnosti Cr. Razlike med modelom in prakso za odpravljeni ogljik in povprečno hitrost oksidacije ogljika (sl. 3 in sl. 4) so tudi nesprejemljivo velike.

Res je, da je VOD naprava železarne Ravne v osnovnih karakteristikah precej razlikuje od dosti večje VOD naprave v železarni Jesenice, vendar smo zaradi omenjene univerzalnosti izdelanega modela pričakovali, da se bodo pojavila le manjša odstopanja, ki bi jih bilo možno korigirati z uvedbo nekaterih empiričnih konstant. Ugotovljene razlike med dejanskimi rezultati in modelom lahko nastopajo zaradi:

- bistvenih pomanjkljivosti modela
- napak pri meritvah, ki popačijo dejanske rezultate ali
- nestabilnega obratovanja, zaradi katerega nastopajo velika nihanja tehnološko-ekonomskih parametrov.

Ad a) V osnovi izdelanega modela so termodinamične zakonitosti, ki so seveda univerzalne in splošno veljavne. Model uspešno simulira potek vakuumске oksidacije v jeklarni železarni Jesenice ter v zahodnonemški jeklarni EW Witten. Potemtakem lahko zaključimo, da ne gre za pomanjkljivost modela.

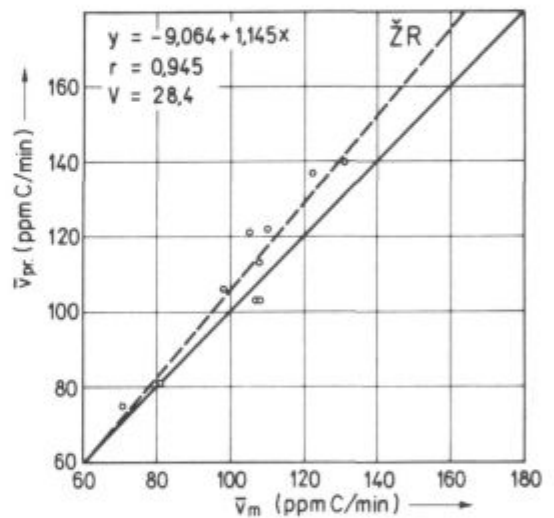


Slika 3

Odgor ogljika med vakuumsko oksidacijo v železarni Ravne Primerjava med modelnimi rezultati (ΔC_m) in prakso (ΔC_{pr}).

Fig. 3

Carbon loss in vacuum oxidation in Ravne Steelworks. Comparison between the results of model (ΔC_m) and the practice (ΔC_{pr}).



Slika 4

VOD Ravne. Povprečna hitrost oksidacije ogljika po modelu \bar{v}_m v primerjavi z dejansko vrednostjo \bar{v}_{pr} .

Fig. 4

VOD Ravne. Average rate of carbon oxidation according to model, \bar{v}_m , compared with the actual value, \bar{v}_{pr} .

Ad b) Razlike med rezultati modela in dejanskimi rezultati so tolikšne, da jih nikakor ni možno pripisati napakam kemične analize oz. napakam pri merjenju temperature taline.

Ad c) Velika nihanja osnovnih parametrov zaradi nestabilnega obratovanja (poskusna proizvodnja oz. uvajanje VOD postopka!) so potemtakem edina možna razlaga slabega ujemanja rezultatov. Bolj podrobna analiza o poteku 10 šarž iz železarne Ravne na osnovi

Tabela 1: Primerjava stabilnosti VOD obratovanja Jesenice/Ravne

	JESENICE		RAVNE	
	Cr v žlindri	Porast temp.	Cr. v žlindri	Porast temp.
Sr. vrednost	1,35 %	180,5° C	1,05 %	95,50° C
St. deviacija	0,212	26,97	0,765	70,35
Koef. variacije	15,73 %	14,94 %	72,65 %	73,66 %

šaržnih kartonov je dejansko pokazala velika in nesprijemljiva nihanja osnovnih parametrov. Z metodami statistične analize smo npr. ugotovili nesprijemljivo veliko standardno deviacijo nekaterih ključnih parametrov, kar jasno kaže, da je obratovanje VOD naprave v železarni Ravne nestabilno. Kot dokaz navajamo standardno deviacijo in koeficiente variacije za porast temperature med vakuumsko oksidacijo in količino kroma, ki je oksidiral v žlindro za 10 VOD šarž, izdelanih v železarni Ravne in enako število šarž, izdelanih v železarni Jesenice.

Kot vidimo iz tabele, so koeficienti variacije 4–5 krat večji v železarni Ravne kot v železarni Jesenice, kar nedvomno kaže, da je obratovanje VOD naprave v železarni Ravne zelo nestabilno. Ugotovili smo podobno velika nihanja ostalih parametrov, kar je tipično za poskusno fazo obratovanja. Pri tolikšnih velikih nihanjih je jasno, da ni mogoče pričakovati zadovoljivega ujemanja rezultatov računalniške simulacije z dejanskimi rezultati. Dodatna termodinamična analiza VOD talin pred vakuumsko oksidacijo in po njej je pokazala, da je treba standardizirati postopek, izboljšati natančnost merjenja pretoka in porabe kisika ter bistveno spremeniti izhodno sestavo VOD talin oz. sestavo vložka v EOP. Šele potem bo možno začeti uvajati računalniško vodenje izdelave nerjavnih jekal v železarni Ravne. Postopno stabilizacijo tehnološko-ekonomskih parametrov obratovanja VOD naprave v železarni Ravne bo možno doseči tako, da se med poskusnim obratovanjem skrbno registrirajo doseženi rezultati, po možnosti načrtno spreminjajo posamezni delovni pogoji in sistematizirajo pridobljene izkušnje.

Šele potem, ko bo obratovanje VOD naprave v železarni Ravne na ta način stabilizirano, bo mogoče pristopiti k postopnemu uvajanju računalniškega vodenja tehnologije na osnovi izdelanega modela MIS-VOD.

UGOTOVITVE

— Rezultati računalniške simulacije vakuumske oksidacije nerjavnega jekla se zelo dobro ujemajo z dejanskimi rezultati, doseženimi med redno industrijsko proizvodnjo v jeklarni železarne Jesenice.

— Analogna računalniška simulacija je dala v primeru železarne Ravne zelo slabe rezultate. Ugotovljena so velika odstopanja med izračunanimi in dejanskimi vrednostmi osnovnih tehnološko-ekonomskih parametrov.

— Analiza možnih vzrokov nesprijemljivo velikih odstopanj v železarni Ravne je pokazala, da je osnovni vzrok nestabilno obratovanje VOD naprave.

— Z metodami statistične analize smo ugotovili 4–5 krat večja nihanja osnovnih parametrov pri VOD napravi železarne Ravne v primerjavi s podobno napravo v železarni Jesenice, kar je značilno za fazo poskusnega obratovanja.

— V železarni Ravne je treba najprej standardizirati delovne pogoje in zmanjšati sedaj prevelika nihanja osnovnih parametrov ter tako zaključiti fazo poskusne proizvodnje oz. uvajanja VOD tehnologije. Šele potem bo možno pristopiti k uvajanju računalniško vodene tehnologije.

— V železarni Jesenice lahko takoj začnemo uvajati računalniško vodenje tehnologije izdelave nerjavnih jekal, kar je predvideno za l. 1986.

LITERATURA

1. N. Smajić, Optimierungsmöglichkeiten bei der Herstellung Rostfreie Stähle nach VOD Verfahren, I. Kolloquium Die probleme der Sekundär-Metallurgie in der Stahlproduktion, Balaton, April 1985.
2. N. Smajić, Mathematical Model for EAF-VOD Stainless Steelmaking, Proceedings of 6th CENIM, Madrid 7.–11. X. 1985.
3. N. Smajić, Povečanje ekonomičnosti u proizvodnji nehrdajućih čelika, Zbornik III Savetovanje čeličanaca, OUCMJ, Topusko, 23.–25. X. 1985.
4. N. Smajić, Dinamični model izdelave nerjavnih jekel po postopkih ponovne metalurgije, XXXIII. Posvetovanje strokovnjakov črne in barvne metalurgije ter livarstva Slovenije, Portorož 1985.

ZUSAMMENFASSUNG

Eine Analyse der bestehenden LBO-VOD Technologie der Erzeugung nichtrostender Stähle im Hüttenwerk Jesenice und Ravne ist durchgeführt worden. Das mathematische Modell MIS-VOD ist durch eine a posteriori Applikation d. h. durch Modelluntersuchungen bzw. durch die Simulierung von 20 Schmelzen aus der laufenden Produktion testiert worden. Im Falle der 15 t VOD Anlage im Hüttenwerk Ravne ist ein unannehmbar hoher Unterschied zwischen den tatsächlichen Er-

gebnissen und den Ergebnissen des mathematischen Modelles festgestellt worden. Dieser ist eine Folge der nichtstandardisierten Technologie im Hüttenwerk Ravne wo die VOD Anlage noch in der Versuchsproduktionsphase war. Die Ergebnisse der Modelluntersuchungen stimmten im Falle der 65 t VOD Anlage im Hüttenwerk Jesenice sehr gut mit den tatsächlichen Ergebnissen überein. Das bedeutet, dass die rechnerische Prozessführung im Jahre 1986 eingeführt werden kann.

SUMMARY

Duplex EAF-VOD technology of stainless steelmaking in Steelworks Ravne and Jesenice has been analyzed. Mathematical model MIS-VOD was calibrated and tested by a posteriori application i. e. simulation of 20 industrial heats. In the case of 15 ton VOD unit in Steelworks Ravne significant differences between actual and predicted results were observed, which

were attributed to nonstandardized technology. However, very good results were obtained for 65 ton VOD unit in Steelworks Jesenice. Consequently, it was decided to start with the introduction of computer controlled stainless steelmaking in Steelworks Jesenice in 1986.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Рассмотрена технология изготовления нержавеющей стали способом дуговая электропечь — вакуумное устройство (EOP-VOD) в металлургических заводах Есенице и Равне. Математическая модель (MIS-VOD) была испытана на основании применения модельных опытов, отн. с симуляцией 20-ти сплавов из регулярного производства. Исследования в вакуумном устройстве объёма 15 т в металлургическом заводе Равне оказалась неподражаемая большая разница между фактическими результатами и результатами математической модели. Это последст-

вие нестандартизированной технологии в металлургическом заводе Равне, где вакуумное устройство ещё находится в пробном производстве.

Результаты модельных исследований, что касается вакуумного устройства объёма 65-ти т. в металлургическом заводе Железарна Есенице очень хорошо согласовались с фактическими результатами, так что в течении 1986 года можно будет приступить к введению технологии с употреблением вычислительной машины.

Odgovorni urednik: Jože Arh, dipl. inž. — Člani: dr. Jože Rodič, dipl. inž., Franc Mlakar, dipl. inž., dr. Aleksander Kveder, dipl. inž., dr. Ferdo Grešovnik, Darko Bradaškja, tehnični urednik, prof. Regina Razinger, lektor

Oproščeno plačila prometnega davka na podlagi mnenja Izvršnega sveta SRS — sekretariat za informacije št. 421-1/172 od 23. 1. 1974

Naslov uredništva: SŽ Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, C. železarjev 8, tel. št. 064/81-341, int. 2619 — Tisk: TK Gorenjski tisk, Kranj

VSEBINA

UDK: 669-982.669.14.018.583

ASM/SLA: D7a, D8m, TSn

Metalurgija — jeklarstvo — vakuumška metalurgija

J. Arh, B. Koroušič, J. Triplat

Izdelava dinamo jekla po VOD postopku v Železarni Jesenice

Železarski zbornik 20 (1986) 3 s 45-50

Od začetka leta 1984 izdelujemo na Jesenicah dinamo jekla po dupleks postopku EO peč-VOD postopek. VOD naprava je grajena za obdelavo 65 t tekočega jekla. Poleg dinamo jekla izdelujemo v VOD napravi še nerjavna jekla in druga legirana jekla, ki jih je treba zaradi visoke vsebnosti plinov razpliniti.

V svetu se dinamo jeklo le redko dela po VOD postopku. Zato so dobljeni rezultati za jeklarje še tem bolj zanimivi.

Prednosti izdelave dinamo jekla po EOP/VOD postopku v primerjavi s klasičnim postopkom v EO peči so:

- izdelava jekla v EO peči je krajše in enostavnejše
- preoksidaciji taline v peči se lahko izognemo
- vsebnost C v izdelanem jeklu je občutno nižja
- za legiranje uporabljamo cenejše surovine
- odpade uporaba CaSi
- zanesljivost izdelave jekla je večja
- livnost jekla je odlična
- predelavnost jekla pri valjanju je boljša

Dobri proizvodni rezultati so potrdilo, da smo se pri izbiri tipa naprave odločili pravilno.

Avtorski izveček

UDK: 621.771.016.2.669.14.018.26

ASM/SLA: F23, N3p, M26r, CNg

Metalurgija: jeklo — valjanje — mehanske lastnosti — mikrostruktura

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Žvokelj

Evolucija mikrostrukture med valjanjem mehkih jekel

Železarski zbornik 20 (1986) 3 s 51-60

6 jekel z 0,04 do 0,13 % C je bilo izvaljano v temperaturnem intervalu med 1220 in 750° C. Velikost zrn se nekaj časa zmanjšuje, ko se niža temperatura valjanja, nato pa postaja mikrostruktura vse bolj grobozrnata in heterogena zaradi nepopolne rekristalizacije austenita ter poprave ferita med vtiki in rasti zrn ferita po končanem valjanju. Mehanske lastnosti v smeri valjanja so praktično neodvisne od temperature valjanja, pač pa je tem večja anizotropija čim nižja je temperatura valjanja. Jeklo, v katerem med valjanjem nastaja AlN, ima za ca 0,5 razreda manjša zrna kot jeklo brez AlN pri valjanju v področju popolne rekristalizacije austenita med vtiki.

Avtorski izveček

UDK: 669.018.58.669.715.620.173.620.18

ASM/SLA: D1b, D11n, J28g, C, 2-60, EGj44

Metalurgija — Zlitine s posebnimi fizikalnimi lastnostmi — mikrostruktura — tlačna deformacija — trdnost

E. Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj, M. Grašič

O vroči deformabilnosti AlMnC zlitin

Železarski zbornik 20 (1986) 3 s 61-68

Izdelano je več magnetnih zlitin te vrste z različno sestavo in strjevalno strukturo. Peritektik γ_1 in eutektoid $\gamma_1 + \beta Mn$, močno zmanjšata preoblikovalnost z vročim krčenjem. Karbidi, ki se izločijo iz faz ϵ in τ preprečujejo deformacijo z ekstruzijo. Odvisnost sile — deformacija je podobna kot pri kovinah. Aktivacijska energija za proces deformacije je 80 kJ/mol pri zlitini z matriksom iz γ_1 faze in 45,5 kJ/mol pri zlitini z matriksom iz ϵ faze.

Avtorski izveček

UDK: 669.15-194.56.669.187.2

ASM/SLA: SS, 1-73, U4k

Metalurgija — vakuumška oksidacija — nerjavna jekla — matematični model.

N. Smajič

Verifikacija matematičnega modela za računalniško vodenje EOP-VOD tehnologije izdelave nerjavnih jekel

Železarski zbornik 20 (1986) 3 s 69-72

Izvedena je analiza obstoječe EOP-VOD tehnologije izdelave nerjavnih jekel v železarnah Jesenice in Ravne. Matematični model MIS-VOD je bil testiran z a posteriori aplikacijo tj. z modelnimi poskusi oz. s simulacijo 20 šarž iz redne proizvodnje. V primeru 15 tonske VOD naprave v Železarni Ravne smo ugotovili nesprejemljivo velike razlike med dejanskimi rezultati in nestandardizirane tehnologije v Ž. Ravne v kateri je VOD naprava v fazi poskusne proizvodnje. Rezultati modelnih poskusov so se v primeru 65 tonske VOD naprave v Železarni Jesenice zelo dobro ujemali z dejanskimi rezultati, kar pomeni, da v l. 1986 lahko pristopimo k uvajanju računalniškega vodenja tehnologije.

Avtorski izveček

INHALT

UDK: 621.771.016.2:669.14.018.26
ASM/SLA: F23, M3p, M26r, CNg

Metallurgie — Stahl — Walzen — mechanische Eigenschaften Mikrogefüge

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Žvokelj

Evolution des Mikrogefüges weicher Stähle während des Warmwalzens

Železarski zbornik 20 (1986) 3 S 51—60

— Sechs Stahlsorten mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,04 bis 0,13 % C sind im Temperaturintervall zwischen 1220 und 750° C ausgewalzt worden. Die Korngrösse wird anfangs mit fallender Temperatur kleiner, dann wird das Mikrogefüge grobkörniger und heterogen wegen der unvollkommenen Rekristallisation von Austenit, der Erholung von Ferrit zwischen den Stichen und des Ferritkornwachstums nach dem Walzen. Mechanische Eigenschaften in der Walzrichtung sind praktisch unabhängig von der Walztemperatur, jedoch ist die Anisotropie um so grösser je niedriger die Walztemperatur ist. Die Korngrösse wird im Stahl in welchem während des Walzvorganges AlN gebildet wird um ca 0,5 Klassen kleiner als im Stahl ohne AlN Bildung beim Walzen im Bereich vollkommener Rekristallisation von Austenit zwischen den Stichen.

Auszug des Autors

UDK: 669—982:669.14.018.583
Asm/SLA: D7a, D8m, TSn

Metallurgie — Stahlerzeugung — Vakuummetallurgie

J. Arh, B. Koroušič, J. Triplat

Erzeugung von Dynamo Stahl nach dem VOD Verfahren im Hüttenwerk Jesenice

Železarski zbornik 20 (1986) 3 S 45—50

Seit Anfang des Jahres 1984 werden Dynamo Stähle in Jesenice nach dem Duplex Verfahren LBO-VOD Verfahren erzeugt. Die VOD Anlage ist für die Behandlung von 65 t flüssig Stahl ausgelegt. Ausser Dynamo Stählen werden in der VOD Anlage noch nichtrostende Stähle und andere legierte Stähle, die wegen des hohen Gasgehaltes zu entgasen sind erzeugt.

Wie bekannt werden Dynamo Stähle in der Welt nur selten nach dem VOD Verfahren erzeugt. Deshalb sind die erzielten Ergebnisse in Jesenice für die Stahlwerker um so mehr interessanter. Vorteile der Erzeugung von Dynamo Stahl nach dem LBO/VOD Verfahren im Vergleich zum konventionellen Verfahren im LB Ofen sind:

- Erzeugung von Stahl im LB Ofen ist kürzer und einfacher
- die Überoxydation der Schmelze im Ofen kann vermieden werden
- Endkohlenstoff im fertigen Stahl ist erheblich niedriger
- für das Legieren werden billigere Legierungen angewendet
- entfällt Gebrauch von CaSi
- Zuverlässigkeit der Erzeugung von Stahl ist grösser
- Vergiessbarkeit von Stahl ist hervorragend
- Verformbarkeit von Stahl beim Warmwalzen von Brammen ist besser. Gute Produktionsergebnisse sind Bestätigung dafür, dass wir uns bei der Auswahl des Anlagentypes richtig entschlossen haben.

Auszug des Autors

UDK: 669.15-194.56:669.187.2
ASM/SLA: SS, 1-73, U4k

Metallurgie — Vakuumfrischen — nichtrostende Stähle — mathematisches Modell

N. Smajič

Verifikation des mathematischen Modelles für die rechnerisch gesteuerte LBO-VOD Technologie der Erzeugung nichtrostender Stähle

Železarski zbornik 20 (1986) 3 S 69—72

Eine Analyse der bestehenden LBO-VOD Technologie der Erzeugung nichtrostender Stähle im Hüttenwerk Jesenice und Ravne ist durchgeführt worden. Das mathematische Modell MIS-VOD ist durch eine a posteriori Applikation d. h. durch Modelluntersuchungen bzw. durch die Simulation von 20 Schmelzen aus der laufenden Produktion testiert worden. Im Falle der 15 t VOD Anlage im Hüttenwerk Ravne ist ein unannehmbar hoher Unterschied zwischen den tatsächlichen Ergebnissen und den Ergebnissen des mathematischen Modelles festgestellt worden. Dieser ist eine Folge der nichtstandardisierten Technologie im Hüttenwerk Ravne wo die VOD Anlage noch in der Versuchsproduktionsphase war. Die Ergebnisse der Modelluntersuchungen stimmten im Falle der 65 t VOD Anlage im Hüttenwerk Jesenice sehr gut mit den tatsächlichen Ergebnissen überein. Das bedeutet, dass die rechnerische Prozessführung im Jahre 1986 eingeführt werden kann.

Auszug des Autors

UDK: 669.018.58:669.715:620.173:620.18
ASM/SLA: D1B, D11n, J21g, C, 2-60, EGJ 44

Metallurgie — Legierungen mit besonderen physikalischen Eigenschaften — Mikrogefüge — Druchverformung — Festigkeit

F. Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj, M. Grašič

Über die Warmverformbarkeit von AlMnC Legierungen

Železarski zbornik 20 (1986) 3 S 61—68

Mehrere Magnetlegierungen dieser Art mit verschiedener Zusammensetzung und verschiedenem Gussgefüge sind erzeugt worden. Der Peritektik γ_1 und der Eutektoid $\gamma_1 + \beta\text{Mn}$ vermindern stark die Verformbarkeit durch Warmstauchen, Karbide die aus den Phasen ϵ und τ ausgeschieden werden, verhindern die Verformbarkeit durch Strangpressen. Die Abhängigkeit Kraft — Verformung ist ähnlich wie bei den Metallen. Die Aktivationsenergie für den Verformungsprozess beträgt 80 kJ/Mol bei der Legierung mit der Grundmasse aus der Phase γ_1 und 45,5 kJ/Mol bei der Legierung mit der Grundmasse aus der ϵ Phase.

Auszug des Autors

CONTENTS

UDK: 669-982.669.14.018.583

ASM/SLA: D7a, D8m, TSn

Metallurgy — Steelmaking — Vacuum Metallurgy

J. Arh, B. Koroušič, J. Triplat

Manufacturing of Electrical Steel by the VOD-Process in Jesenice Ironworks

Železarski zbornik 20 (1986) 3 P 45—50

Since the beginning of 1984 the electrical steel in Jesenice Ironworks is manufactured by the duplex electric arc furnace — VOD-process. The VOD set-up was built for treatment of 65 t molten steel. Beside the electrical steel also stainless and other alloyed steel are manufactured since they must be degassed due to high gas contents.

Electrical steel is in the world seldom manufactured by the VOD-process. Therefore the obtained results are still more interesting for steelmakers.

The advantages of manufacturing electrical steel by the EAF-VOD process compared with the standard process in an EAF are:

- manufacturing the steel in EAF is shorter and simpler,
- overoxidation of melt in the furnace can be avoided,
- carbon content in final steel is essentially lower,
- cheaper raw materials can be used for alloying,
- application of CaSi is deserted,
- reliability of manufacturing is greater,
- steel castability is excellent,
- workability of steel in rolling is better.

Good production results are the confirmation that the choice of the type of equipment was correct.

Author's Abstract

UDK: 621.771.016.2:669.14.018.26

ASM/SLA: F23, N3p, M26r, CNg

Metallurgy — Steel — Rolling — Mechanical Properties — Microstructure

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Žvokelj

Evolution of Microstructure in Mild Steel during Rolling

Železarski zbornik 20 (1986) 3 P 51—60

Six steel samples with 0.04 to 0.13 % C were rolled between 1220 and 750° C. Grain size was reduced for some time with the lowering rolling temperature, then the microstructure became more coarse and heterogeneous due to the incomplete recrystallization of austenite and the recovery of ferrite in passes, and due to the growth of ferrite grains after the completed rolling. Mechanical properties in the direction of rolling are practically independent of the rolling temperature, but the anisotropy increases with the decreased rolling temperature. Steel in which AlN is formed during rolling has for about half class smaller grains than the steel without AlN when rolled in the region of complete recrystallization of austenite between passes.

Author's Abstract

UDK: 669.018.58.669.715:620.173.620.18

ASM/SLA: D1b, D11n, J28g, C, 2-60, Egj44

Metallurgy — Alloys with Special Physical Properties — Microstructure — Compression Deformation — Strength

F. Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj, M. Grašič

On Hot Deformability of AlMnC Alloys

Železarski zbornik 20 (1986) 3 P 61—68

A number of magnetic alloys of this type with various composition and solidification structure was prepared. Peritectic γ , and $\gamma_1 + \beta\text{Mn}$ eutectoid highly reduce the workability by not upsetting. Carbides precipitated from ϵ and τ phases prevent the deformation by extrusion. Relationship force-deformation is similar to that of metals. Activation energy for deformation is 80 kJ/mole in the alloy with γ matrix, and 45.5 kJ/mole in the alloy with ϵ matrix.

Authors' Abstract

UDK: 669.15-194.56:669.187.2

ASM/SLA: SS, 1-73, U4k

Metallurgy-vacuum oxygen decarburisation — stainless steel — mathematical model.

N. Smajić

Verification of mathematical model for computer controlled EAF-VOD stainless steelmaking

Železarski zbornik 20 (1986) 3 P 69—72

Duplex EAF-VOD technology of stainless steelmaking in Steelworks Ravne and Jesenice has been analyzed. Mathematical model MIS-VOD was calibrated and tested by a posteriori application i. e. simulation of 20 industrial heats. In the case of 15 ton VOD unit in Steelworks Ravne significant differences between actual and predicted results were observed, which were attributed to nonstandardized technology. However, very good results were obtained for 65 ton VOD unit in Steelworks Jesenice. Consequently, it was decided to start with the introduction of computer controlled stainless steelmaking in Steelworks Jesenice in 1986.

Author's Abstract

СОДЕРЖАНИЕ

UDK: 621.771.016.2:669.14.018.26

ASM/SLA: F23, N3p, M26r, CNg

Сталь — прокатка — механические свойства — микроструктура

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Žvokelj

Эволюция микроструктуры между прокаткой мягких сталей.

Železarski zbornik 20 (1986) 3 С 51—60

6 разных сортов стали с содержанием от 0,04 % до 0,13 % С прокатаны в температурном интервале между 1220 и 750° С. Снижением т-ры прокатки уменьшается некоторое время величина зёрен, после чего становится микроструктура всё более крупнозернистее и неоднородной вследствие неполной рекристаллизации аустенита, а также из-за изменения феррита между пропусками, также вследствие увеличения ферритных зёрен в конце прокатки. Механические свойства в направлении прокатки практически независят от т-ре прокатки, хотя анизотропия тем выше, чем ниже т-ра прокатки. Сталь, в которой во время прокатки образуется AlN имеет более мелкие зёрна, прилб. на 0,5 кл. ниже чем сталь без AlN при прокатки в области полной рекристаллизации аустенита между пропусками.

Автореф.

UDK: 669-982:669.14.018.583

ASM/SLA: D7a, D8m, TSn

Металлургия — выплавка стали — вакуумная металлургия.

J. Arh, B. Koroušič, J. Triplat

Изготовление динамной стали VOD — способом в металлургическом заводе Железарна Есенице.

Železarski zbornik 20 (1986) 3 С 45—50

В металлургическом заводе Железарна Есенице изготавливается с 1984 года динамная сталь дуплекс процессом дуговая электропечь — вакуумное устройство. Вакуумное устройство построено для обработки 65 т. жидкой стали. В этом устройстве кроме динамной стали изготавливается также нержавеющей и прочие легированные стали, из которых надо, вследствие большого содержания, удалить газы.

Изготовление динамной стали выполняется в вакуумном устройстве довольно редко и, поэтому, полученные результаты представляют значительный интерес для сталеваров.

Преимущество изготовления динамной стали способом дуговая электропечь — вакуумное устройство в сравнении с классическим способом в дуговой электропечи следующее:

- изготовление в дуговой печи короче и проще;
- можно пренебречь с выполнением предварительного окислением;
- содержание углерода в изготовленной стали существенно ниже;
- для легирования можно употребить более дешёвые сплавы;

- отпадает употребление CaSi;
- изготовление стали более надёжное;
- текучесть стали превосходная;
- переработка стали во время перекачки улучшена.

Хорошие производственные результаты представляют доказательство, что был выбор металлургического завода Есенице существующего вакуумного устройства правильной.

Автореф.

UDK: 669.15-194.56:669.187.2

ASM/SLA: SS, 1—73, U4k

Металлургия — вакуумное окисление — нержавеющей стали — математическая модель.

N. Smajić

Верификация математической модели для ведения технологии изготовления нержавеющей сталей с применением вычислительной машины способом дуговая печь — окисление в вакууме.

Železarski zbornik 20 (1986) 3 С 69—72

Рассмотрена выполняемая в металлургических заводах железарна Есенице и железарна Равне технология изготовления нержавеющей сталей способом дуговая электропечь — окисление в вакууме. Математическая модель МИС-ВОД была испытана на основании применения модельных опытов отн. с симуляцией 20 сплавов из регулярного производства. Исследованием с вакуумном устройстве объёма 15 т в металлургическом заводе Равне оказалась неподражаемая большая разница между фактическими результатами и результатами математической модели. Причина этого нестартизованная технология в металлургическом заводе Равне, где вакуумное устройство ещё находится в пробном производстве. Результаты модельных исследований, что касается устройства объёма 65 т металлургического завода Железарна Есенице очень хорошо согласовались с фактическими результатами, что в течении 1986 года можно приступить в введение технологии с употреблением вычислительной машины.

Автореф.

UDK: 669.018.58:669.715:620.18:620.173

ASM/SLA: D1b, D11n, J28g, C, 2-60, EGj44

Сплавы с специальными физическими свойствами — микроструктура — деформация сжатием — прочность

F. Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj, M. Grašič

О горячей деформируемости AlMnC сплавов.

Železarski zbornik 20 (1986) 3 С 61—68

Изготовлено несколько магнитных сплавов этого сорта различного состава и различной структуры твердения. Перитектика γ_1 и эфетктоид $\gamma_1 + \beta\text{Mn}$ существенно уменьшают формируемость с горячим сжатием. Карбиды, которые выделяются из фаз ϵ и τ превращают деформацию в экструзией. Зависимость сил — деформация протекает подобно как при металлах. Активационная энергия для процесса деформации составляет 80 кдж/мол при сплаве с матрицей из γ_1 фазы и 45,5 кдж/мол при сплаве с матрицей из ϵ фазы.

Автореф.

**ZDRUŽENO
PODJETJE
SLOVENSKE
ŽELEZARNE**



ŽELEZARNA JESENICE

Cesta železarjev 8, telefon (064) 81-231, 81-441, 81-441, telex 34526 ZELJSN

IZDELUJE:

**debelo, srednjo in tanko pločevino
hladno valjane trakove in pločevino
dinamo trakove in pločevino
nerjavne trakove in pločevino
vlečeno, brušeno in luščeno jeklo
vlečeno žico
vlečeno žico — patentirano
pleteno patentirano žico za prednapeti beton
hladno oblikovane profile
cestne varnostne ograje
kovinske podboje za vrata
dodajni material za varjenje
žičnike
jeklene odlitke
tehnične pline**

NUDIMO TUDI USLUGE:

**prevaljanja, vlečenja, iztiskanja in toplotne obdelave
pločevin in žice**

**ZDRUŽENO
PODJETJE
SLOVENSKE
ŽELEZARNE**



ŽELEZARNA JESENICE